

# 5 Charakterisierung der Schädigung

## 5.1 Versagensformen

Die Flachzugproben versagen in der Probenmitte wie die Tiefziehnäpfe unter Bildung eines Tunnelrisses in kurzer Querrichtung. Von den Rändern des Tunnelrisses breiten sich senkrecht zur Zugrichtung Risse zu den Probenrändern hin aus. Abbildung 5.1 zeigt einen Flatschliff einer angerissenen Zugprobe. Das Gefüge der Rissumgebung lässt sich in zwei Bereiche unterteilen, die den Stadien der Rissbildung und der Rissausbreitung entsprechen.

Ober- und unterhalb der Rissmitte zeigt das angeätzte Gefüge Körner, die in ihrer Ausrichtung der Zugrichtung folgen. In diesem Bereich erfolgte die Bildung des Tunnelrisses. Im rechten bzw. linken Bereich ist in unmittelbarer Rissumgebung der Ätzangriff stärker und die Körner zeigen keine Orientierung entlang der

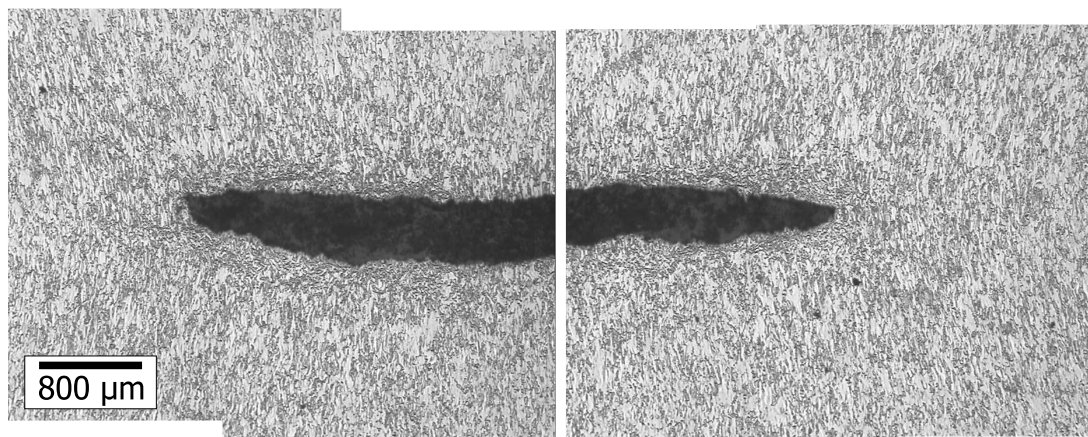


Abbildung 5.1: Lichtmikroskopische Aufnahme eines im Flatschliff präparierten Risses in Blech 1. Die Ätzung zeigt unterschiedliche Verformung im Bereich der Rissbildung und der Rissausbreitung auf (Zugrichtung von unten nach oben).

Zugrichtung. In diesen Bereichen war während der Rissausbreitung dem externen Spannungsfeld das Rissspitzenfeld überlagert. Innerhalb der plastischen Zone vor der Rissspitze kam es zu starker Verformung, welche die Gefügeorientierung entlang der Zugrichtung überdeckt.

Die Ausschnittsvergrößerung von Abbildung 5.1 in Abbildung 5.2 zeigt Rissflanken, deren Form durch Porenbildung und Durchverbinden von Poren entstanden sind. An der Rissspitze ist eine sich öffnende Pore zu sehen. In der Umgebung des Risses konnten keine Poren sichtbar gemacht werden. Nur in Querschliffen konnten Poren auch in unmittelbarer Rissumgebung nachgewiesen werden. Die Abbildungen 5.3 und 5.4 zeigen in Querschliffen unterhalb der Bruchflächen langgestreckte Poren. Die plastische Verformung war mit der Porenbildung nicht abgeschlossen, wie die Streckung der Poren zeigt. Die Orientierung der Poren entspricht der Orientierung der Körner. Während der Rissbildung und Rissausbreitung kann das makroskopische Erscheinungsbild des Bruchs unterschiedlich sein und verschiedene Anteile von Normalspannungs- und Scherbruch aufweisen. Die in Abbildung 5.3 gezeigte Probe versagte unter einem Normalspannungsanteil.

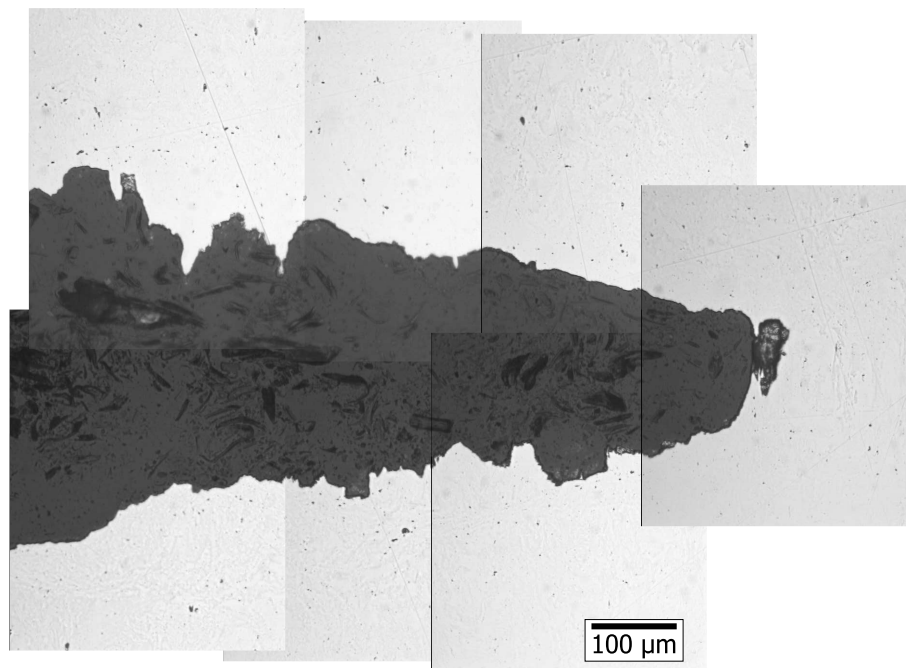


Abbildung 5.2: Lichtmikroskopische Vergrößerung der rechten Rissspitze des polierten Flachscliffs aus Abbildung 5.1.

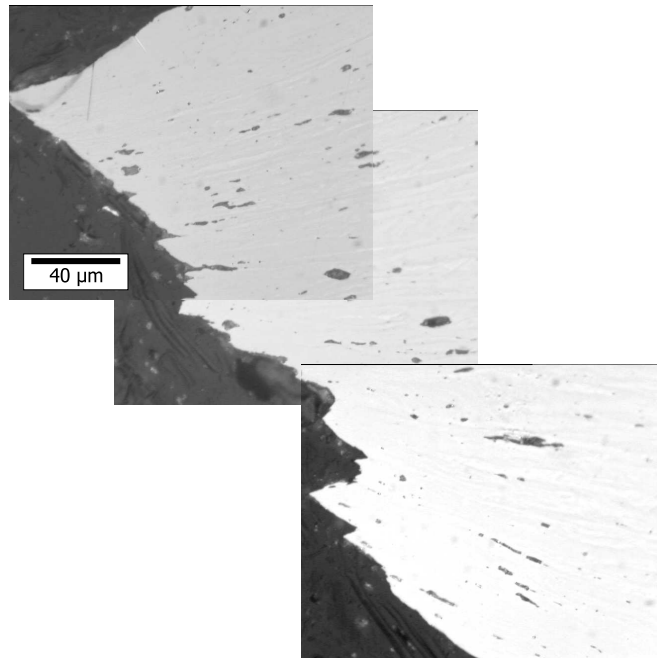


Abbildung 5.3: Querschliff durch eine Bruchfläche des Blechs 1. Die Probe ist von beiden Seiten gleichermaßen eingeschnürt und versagt makroskopisch unter Normalspannung. Die Porenorientierungen weisen sternförmig auf die Probenmittellachse (Zugrichtung von links nach rechts).

Die Poren weisen sternförmig auf die Probenmittellachse hin. Die Einschnürung der Probe ist symmetrisch. Die Probe in Abbildung 5.4 zeigt dagegen makroskopisch ein Versagen unter Schubspannung. Die Porenorientierungen folgen auch unterhalb der Bruchfläche der Scherbelastung und sind zum Teil parallel zur Bruchfläche. Die Einschnürung der Probe ist asymmetrisch, der Werkstofffluss aus dem unteren Probenbereich stärker als aus dem oberen Bereich.

Sowohl bei Abbildung 5.3 als auch bei Abbildung 5.4 sind außerhalb des dargestellten Bereichs keine Poren zu finden. Die Porenpräparation ist nur im Querschliff mit Zwischenätzungen erfolgreich, da die Poren im Flachschliff wegen ihrer geringen Tiefe stets zugeschmiert werden (Bauer und Haller, 1981). Die Schliffuntersuchungen zeigen, dass die Porenbildung sehr lokal auf die fortgeschrittene Einschnürung beschränkt ist.

Der Winkel zwischen Bruchfläche und Porenorientierung ist im unteren Probenbereich klein (Abbildung 5.4), wie auch am fließenden Übergang von der

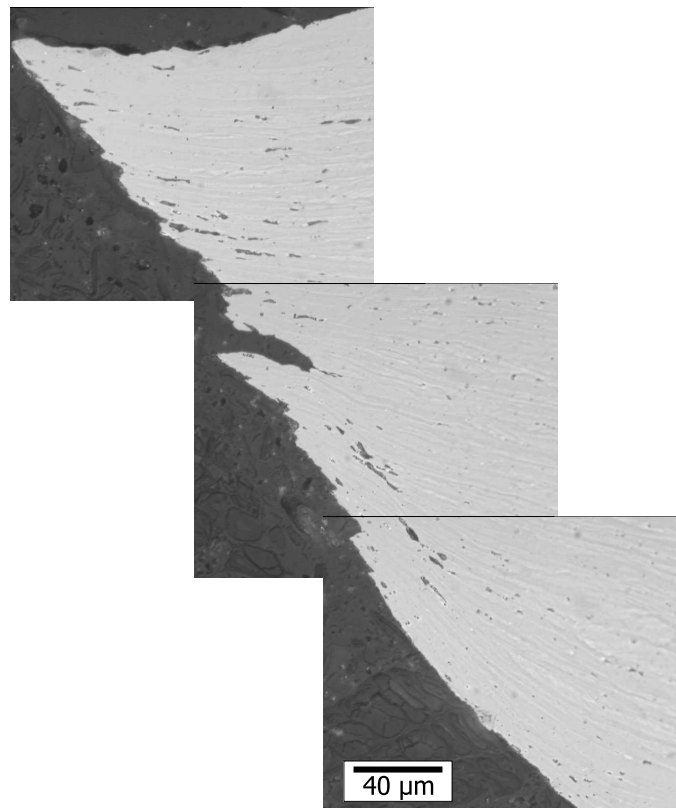


Abbildung 5.4: Querschliff durch eine Bruchfläche des Blechs 1. Schubspannungen führen zu einem makroskopischen Abscheren der Probe, wobei die Poren ihre Orientierung unter der Bruchfläche ändern (Zugrichtung von links nach rechts).

Oberfläche in die Bruchfläche auf den Abbildungen im nächsten Kapitel zu erkennen ist.

## 5.2 Bruchflächenanalyse

Die Bruchflächenanalysen zeigen den Einfluss der Werkstoffeigenschaften und der Blechdicke auf die Schädigung. Bei den in den Abbildungen 5.5 und 5.6 dargestellten Bruchflächen wird der Werkstoffeinfluss deutlich. In beiden Fällen versagt das Blech unter Porenbildung, d. h. es haben sich lokal dreidimensionale Spannungszustände ausgebildet. Bei gleichem Abbildungsmaßstab wird die unterschiedliche Ausdehnung der Bruchfläche deutlich. Der Bruchsteg des Blechs 3 ist in Abbildung 5.5 vollständig zu sehen, während die Bruchfläche des Blechs 4

die Ränder der Abbildung 5.6 überschreiten.

Die unterschiedlichen Ausgangsblechdicken können für die verschiedenen Bruchflächenabmessungen nicht die Ursache sein, denn das anfänglich dickere Blech 3 zeigt die schmalere Bruchfläche. Ursache der verschiedenen Bruchflächendicken sind die Werkstoffeigenschaften. In Kapitel 3.7 wurde bereits dargelegt, dass das Blech 4 einen im Vergleich zu den übrigen Blechen erhöhten Mangananteil aufweist. Die ausgeprägte Neigung zur Porenbildung ist auf entsprechende Ausscheidungen zurückzuführen, die wegen ihrer Dehnungsinkompatibilität zu lokalen Spannungsspitzen und an den Grenzflächen zur Trennung von Ausscheidung und Grundwerkstoff führen. Bereits bei geringerer Querschnittsabnahme als bei den übrigen Blechen kommt es zu Porenbildung und zum Versagen der Probe.

Der zur Porenbildung nötige dreiachsige Spannungszustand erfordert zur Ausbildung einer Spannung in Dickenrichtung eine minimale Blechdicke. Ist der Abstand der freien Oberflächen zu klein, herrscht ein zweiachsiger Spannungszustand, bei dem die Blechschädigung ohne Porenbildung verläuft. Die Änderung des Schädigungsmechanismus bei abnehmender Blechdicke wird im Folgenden dargestellt.

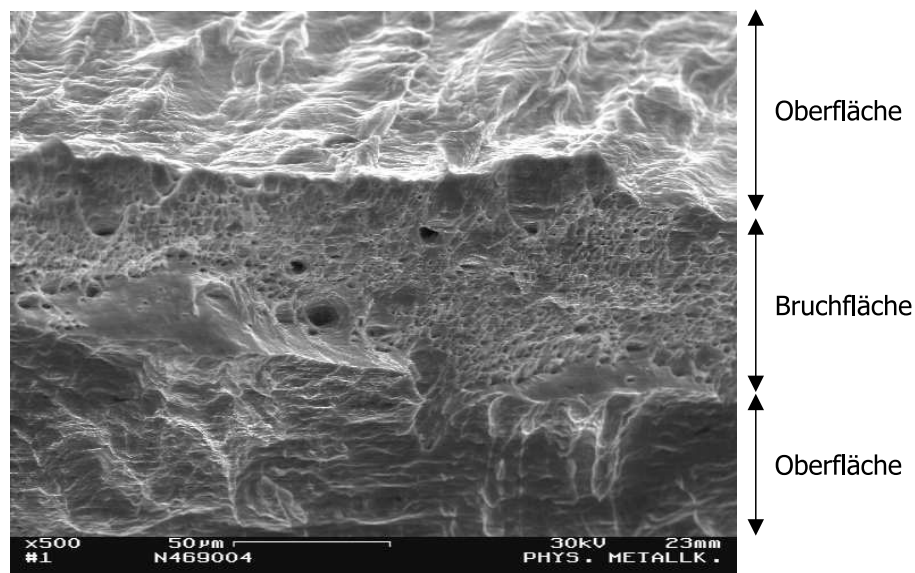


Abbildung 5.5: Aufsicht (entlang der Zugrichtung) auf eine Bruchfläche des Blechs 3.

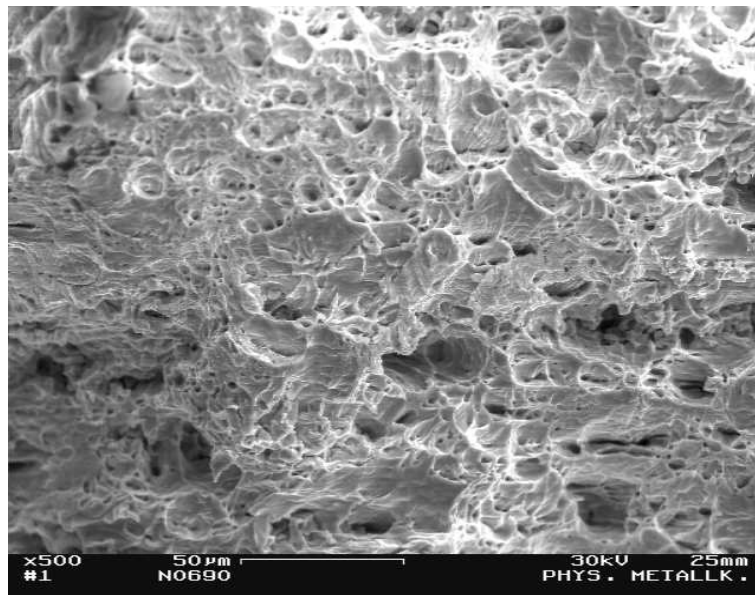


Abbildung 5.6: Aufsicht (entlang der Zugrichtung) auf eine Bruchfläche des Blechs 4. Bei gleicher Vergrößerung ist die Bruchfläche breiter als die des Blechs 3 in Abbildung 5.5.

Dazu wurde das Blech 3 ausgewählt, da es keine Einschlüsse wie Blech 4 enthält, die die Porenbildung verstärken. Für das Blech 3, wurden die Bruchflächen bei verschiedenen Blechdicken vermessen. Die Blechdicken wurden durch Abschleifen eingestellt, wobei die beiden dünnsten Blechdicken auf einer in der langen Querrichtung keilförmig geschliffenen Probe realisiert wurden. Abbildung 5.7 zeigt eine lineare Abhängigkeit der verbleibenden mittleren Bruchstegdicke von der Ausgangsblechdicke. Auf allen Bruchflächen konnten Poren beobachtet werden. Die Abbildungen 5.8 und 5.9 zeigen die Bruchflächen am dicken bzw. dünnen Rand der keilförmig geschliffenen Probe. Die auf diesen Bruchflächen zu beobachtenden Poren befinden sich im Bereich der Rissausbreitung. Sie sind unter dem Einfluss des Blechrandes, der die Blechdickenabnahme behindert, entstanden. Eine Extrapolation des linearen Verlaufs lässt ein reines Abscheren der Proben ohne Porenbildung unterhalb einer Blechdicke von 0,15 mm erwarten.

In der Probenmitte der keilförmig geschliffenen Probe ist bei einer Blechdicke von 0,38 mm ein Tunnelriss unter vollständigem Abscheren entstanden. Dort zeigt die Probe keinen Normalspannungsbruchanteil. Die Abbildung 5.10 zeigt diesen Bereich, in dem nur auf den Flanken der Bruchfläche vereinzelte ver-

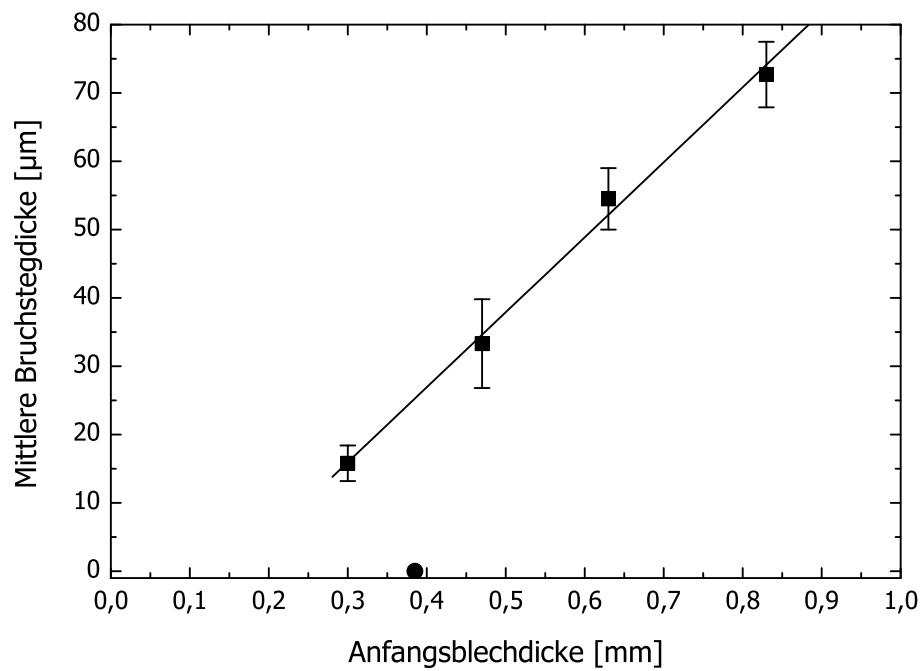


Abbildung 5.7: Abhängigkeit der verbleibenden Stegdicke der Bruchfläche von der Ausgangsblechdicke für das Blech 3.

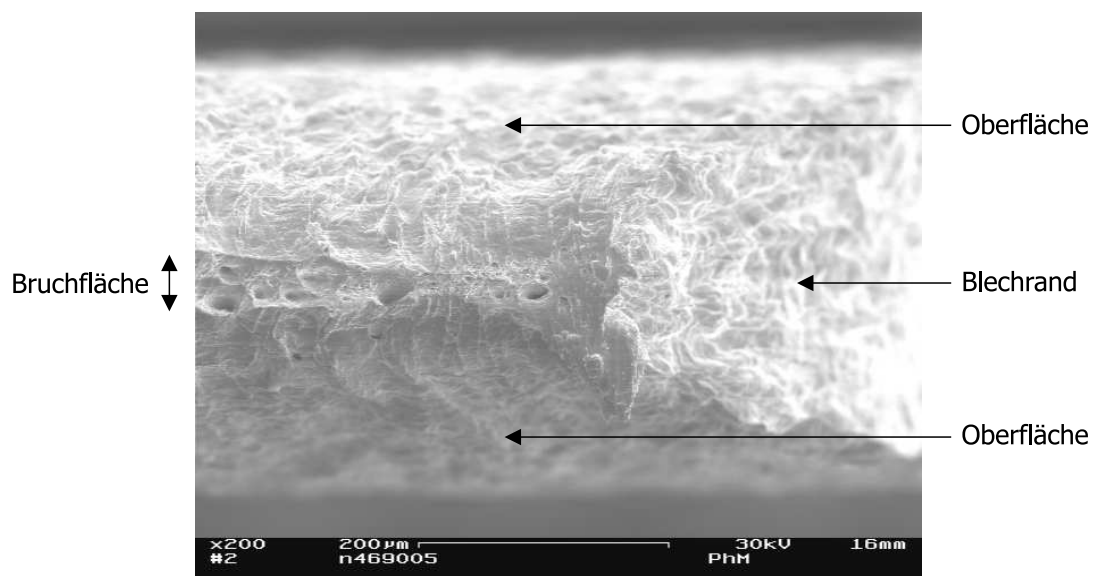


Abbildung 5.8: Aufsicht (entlang der Zugrichtung) auf die Bruchfläche des dicken Randes der keilförmig geschliffenen Zugprobe des Blechs 3.

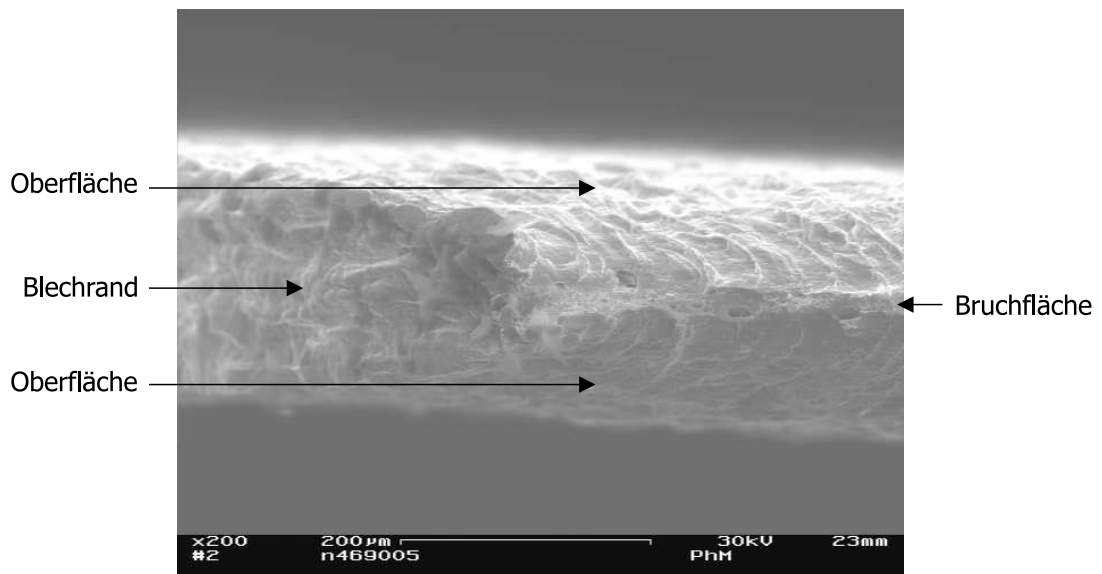


Abbildung 5.9: Aufsicht (entlang der Zugrichtung) auf die Bruchfläche des dünnen Randes der keilförmig geschliffenen Zugprobe des Blechs 3.

schmierte Poren zu sehen sind und in dem keine verbleibende Stegbreite gemessen wurde. Der in Abbildung 5.7 dargestellte lineare Zusammenhang zwischen Stegbreite und Blechdicke gilt für die dünnen Bleche nicht (Kreissymbol für die ausgezogene Rissbildungsfläche in Abbildung 5.7). Bei Blechdicken von weniger als 0,5 mm treten bei Rissbildung Schadensbereiche auf, die keinen Normalspannungsanteil aufweisen.

Die langgestreckten Poren auf den Bruchflanken (Abbildungen 5.10 rechts und 5.11) weisen darauf hin, dass die Poren bezüglich der Blechdicke nicht in der Mitte der Einschnürung entstanden sind. In Blechdickenrichtung hat sich in diesen Fällen der Riss von der Oberfläche zur Probenmitte hin gebildet. In einem ersten Rissbildungsstadium reißt die Oberfläche unter Porenbildung reißverschlussartig auf. Im zweiten Stadium ist der verbleibende Blechquerschnitt zu klein, um einen dreiachsigen Spannungszustand zu erzeugen. Die Probe versagt durch Abscheren.



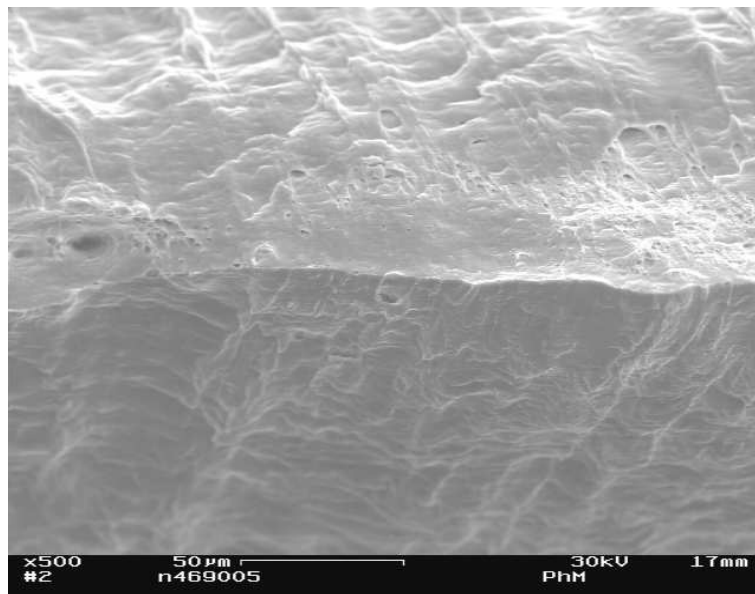


Abbildung 5.10: Vollständig ausgezogene Bruchfläche im Bereich der Tunnelrissbildung einer Zugprobe des Blechs 3.

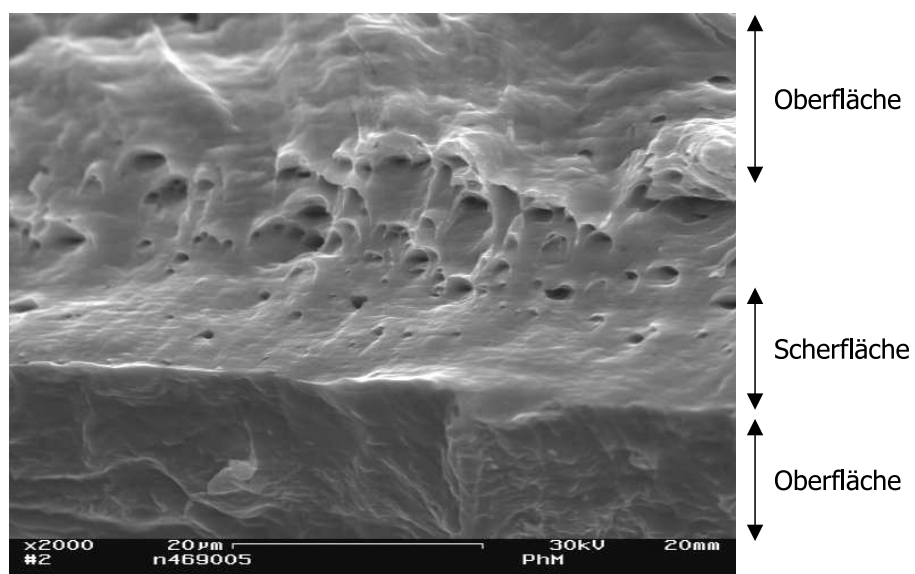


Abbildung 5.11: Langgestreckte Poren auf der Bruchflanke.

### 5.3 Oberflächenveränderung

Die Spannungsüberhöhungen und die zur Porenbildung nötige Triaxialität direkt unterhalb der Oberfläche entstehen durch Einschnürung, welche im makroskopischen Maßstab die Probenform und im mikroskopischen Maßstab die Rauheit der Oberfläche ändert.

Der Einfluss der Probengeometrie und der Oberflächenform auf die Porenbildung ist vielfach in der Literatur beschrieben worden (siehe Kapitel 2.3.4). Demnach können starke Einschnürungen als Kerben wirken. Zur Erfassung des Oberflächenprofils wurden in dieser Arbeit Tastschnitte angefertigt. Die Abbildung 5.12 zeigt Tastschnitte in nichtüberhöhter Darstellung, die unmittelbar vor der Rissspitze eines Anrisses (1a und 1b) und ca. 1 mm vor der Rissspitze (2) aufgenommen wurden. Die Tastrichtung ist parallel zur Zugrichtung, d. h. senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung. An der tiefsten Stelle weisen die Tastschnitte 1a und 1b einen Krümmungsradius von ca.  $5\text{ }\mu\text{m}$  auf. Der Tastschnitt 2 hat einen Krümmungsradius von ca.  $70\text{ }\mu\text{m}$ .

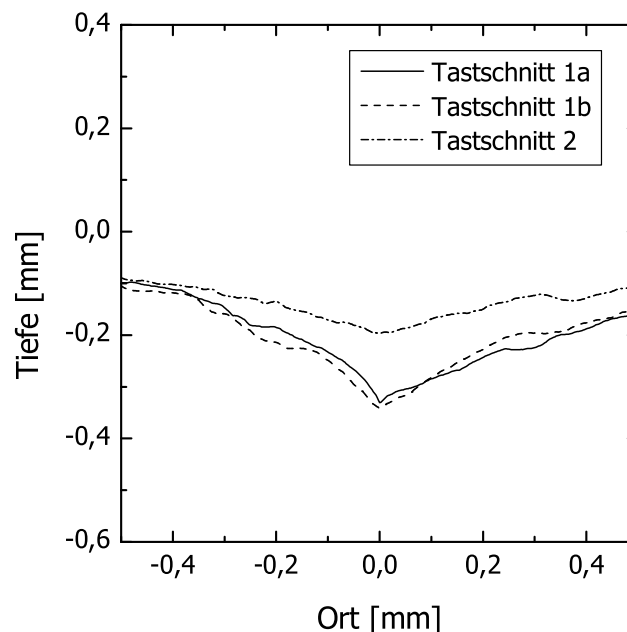


Abbildung 5.12: Oberflächenprofile einer angerissenen Probe des Blechs 1 parallel zur Zugrichtung. Tastschnitte 1a und 1b unmittelbar vor der Rissspitze, Tastschnitt 2 ca. 1 mm vor der Rissspitze (Zugrichtung von links nach rechts).

Eine untere Abschätzung des Spannungszustands erfolgte mit der Finite Elemente Methode. Verwendet wurde das Programm Abaqus-Standard in der Version 6.1 der Firma Abaqus (Aachen). Unter der Annahme von Spiegelsymmetrien in Blechdicken- und Blechbreitenrichtung sowie in Zugrichtung wurde in einem Achtel der Flachzugprobe mit Hilfe des gemessenen Oberflächenprofils eine Zugbelastung simuliert. Die Probe wurde mit 8-Knoten-Elementen vernetzt. Die Kantenlänge der Elemente in Zugrichtung variierte und betrug in der Einschnürung minimal  $5\text{ }\mu\text{m}$ . In Dickenrichtung wurden 8 Elemente jeweils gleicher Dicke verwendet. Bei vorgegebener Längenänderung von  $\Delta L = 0,01\text{ mm}$  wurden die von-Mises-Vergleichsspannungen  $\sigma_v$  und die mittleren Hauptnormalspannungen  $\sigma_m$  sowie der Triaxialitätsparameter  $T_1 = \frac{\sigma_m}{\sigma_v}$  berechnet (vergleiche Kapitel 2.3.4). In Abbildung 5.13 ist die simulierte von-Mises-Vergleichsspannungsverteilung für die Achtel-Probe dargestellt. Bei einem minimalen Krümmungsradius von  $5\text{ }\mu\text{m}$  ergeben sich über dem relativen Ort auf der Probenmittelachse (Kante unten rechts in Abbildung 5.13) die Spannungsverläufe in Abbildung 5.14. Der relative Ort bezieht sich auf die Dicke  $D$  des verbleibenden Restquerschnitts auf der Probenmittelachse.

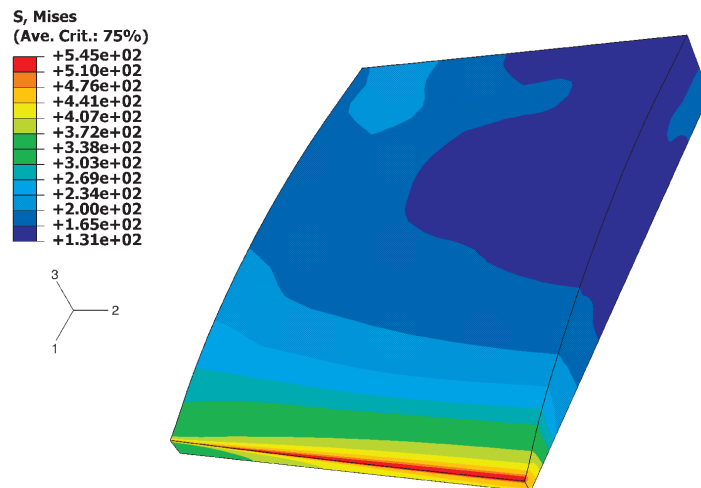


Abbildung 5.13: Simulierte von-Mises-Vergleichsspannungsverteilung im Achtel einer eingeschnürten Flachzugprobe. Die Kerbform ist dem Oberflächenprofil 1b aus Abbildung 5.12 entnommen. Unten rechts ist die Probenmitte.

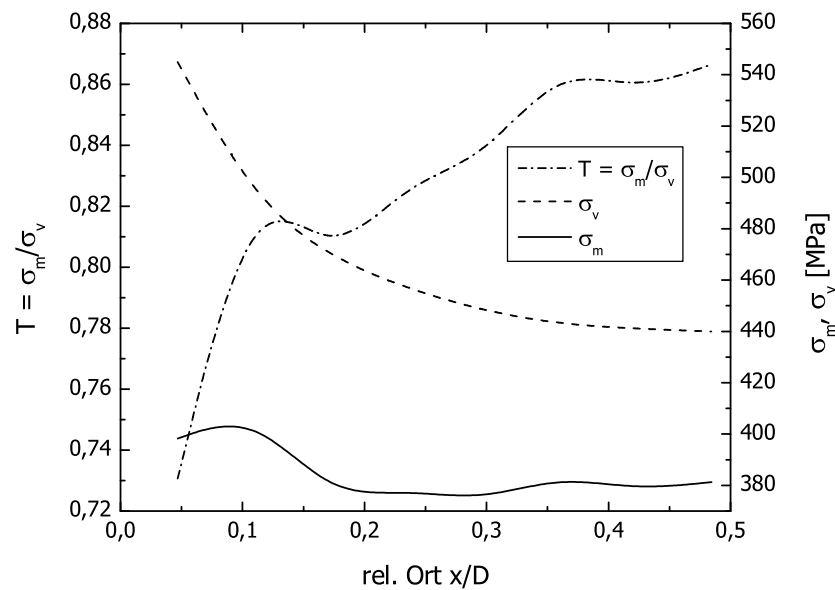


Abbildung 5.14: Simulierte Spannungsverläufe im Kerbgrund einer Flachzugprobe.  $D$  ist die Dicke des verbleibenden Restquerschnitts rechts unten in Abbildung 5.13.

Direkt unter der Oberfläche ist die mittlere Hauptnormalspannung  $\sigma_m$  maximal. Ab einer Tiefe von ca. 20 % des verbleibenden Restquerschnitts bleibt sie konstant. Die Vergleichsspannung  $\sigma_v$  fällt von der Oberfläche zur Probenmitte hin stetig ab. Die Triaxialität  $T_1$  steigt von der Oberfläche aus stark an, und erreicht bei einer Tiefe von ca. 12 % des verbleibenden Restquerschnitts ein lokales Maximum und steigt zur Probenmitte noch weiter an. Das lokale Maximum unter der Oberfläche ist Voraussetzung für die Porenbildung an diesem Ort. Die Abschätzung ist konservativ, denn sie verwendet als Parameter der Triaxialität den Quotienten aus von-Mises-Vergleichsspannung und mittlerer Hauptnormalspannung. Die übrigen in der Literatur angegebenen Parameter verwenden die Vergleichsspannung entweder gar nicht (z. B. Clausmeyer et al. (1989)) oder die mittlere Hauptnormalspannung geht in höherer Potenz ein (Spiegler, 1990; Spiegler und Fischmeister, 1992). In beiden Fällen wird die Annahme der Porenbildung unter der Oberfläche durch Betonung der mittleren Hauptnormalspannung verstärkt. Die Abschätzung berücksichtigt auch nicht die Einschnürung in Breitenrichtung, die die Spannungsüberhöhung verstärkt.

Die wesentliche Verstärkung der Kerbwirkung durch die Rauheitszunahme ist

in der Berechnung ebenfalls unberücksichtigt. Bei allen drei Oberflächenarten – poliert, stochastisch und deterministisch – führt die Rauheitszunahme in der Einschnürung zur gleichen Zugrilligkeit. In den Abbildungen 5.15 bis 5.17 sind diese Topographien in der Rissumgebung dargestellt. Jeweils auf der linken Abbildungsseite ist die Rissflanke zu sehen. Die unterschiedlichen Rauheitszunahmen, die bis zur Gleichmaßdehnung bei verschiedenen Ausgangstopographien beobachtet wurden (siehe Kapitel 4.1), sind bei den hohen Umformgraden von zwei- bis dreihundert Prozent in der Einschnürung nicht mehr zu beobachten. Die Quantifizierung der Rauheit ist in diesem Probenbereich weder mittels Tastschnittverfahren noch mit der konfokalen Rastermikroskopie möglich, da die starke Krümmung der Oberfläche jeweils zu Abschattungen führt, die die Aufnahme genügend vieler Stützstellen verhindert.

Die Rauheitszunahme erfolgte in den von Kienzle (1960) vorgeschlagenen Stadien. Ausgehend von einer polierten Oberfläche wird die Bildung von Gleitstufen innerhalb einzelner Körner beobachtet. Die Anzahl der Gleitstufen bleibt konstant, deren Ausprägung nimmt immer weiter zu. An Korngrenzen treffen unterschiedliche Orientierungen der Gleitstufen aufeinander. Im Verlauf der weiteren Verformung beeinflussen sich die benachbarten Körner immer stärker und die

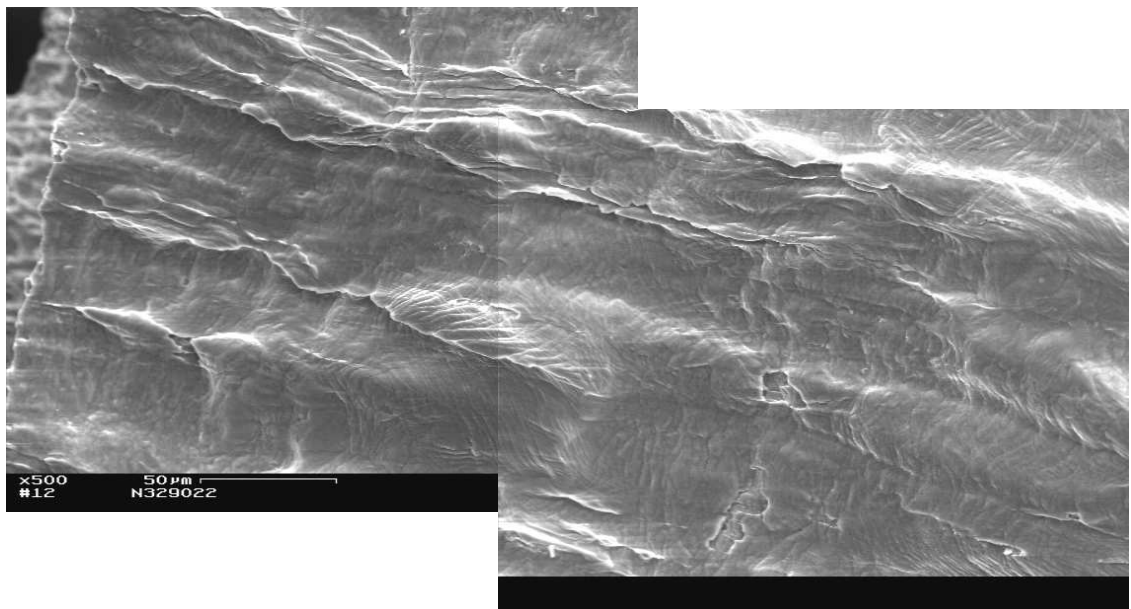


Abbildung 5.15: Umgeformte Oberfläche eines polierten Blechs 1 in der Rissumgebung.

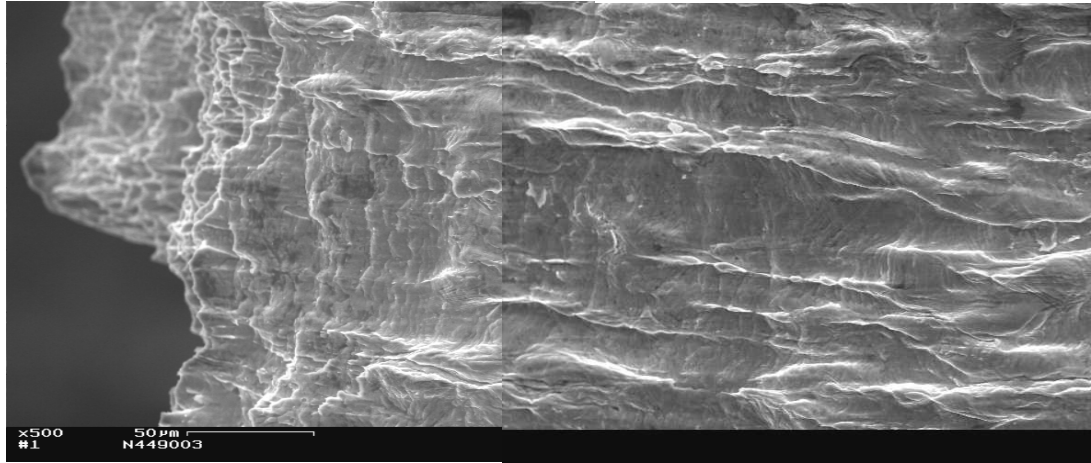


Abbildung 5.16: Umgeformte Oberfläche des Blechs 2 mit stochastischer Ausgangsoberfläche in der Rissumgebung.

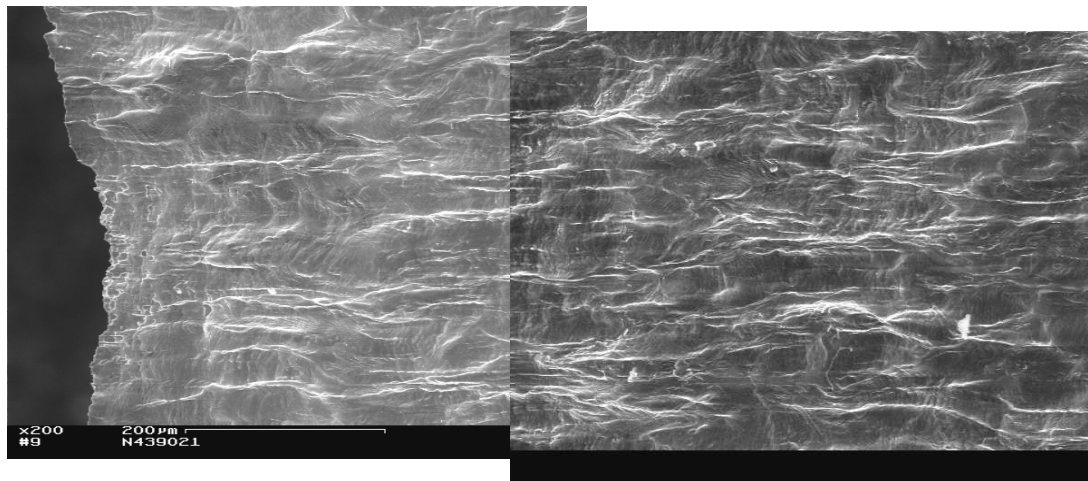


Abbildung 5.17: Umgeformte Oberfläche des Blechs 1 mit deterministischer Ausgangsoberfläche in der Rissumgebung.

zunächst geraden Gleitstufen werden mit der Kornverformung verbogen. Große Orientierungsunterschiede zwischen den Körnern oder Kornfraktionen führen zu inhomogenen Verformungen, die sich in einer Welligkeit ausdrückt. Sichtbar ist die Welligkeit an dem unterschiedlich starken Hervortreten der Gleitstufen innerhalb der Körner. Die Welligkeit steigt bei allen drei Oberflächenarten soweit, dass die in den Abbildungen 5.15 bis 5.17 gezeigte Zugrilligkeit entsteht. Dabei umfassen die einzelnen Rillen bei einem mittleren Abstand von ca.  $90\text{ }\mu\text{m}$  mehrere Körner und weisen an ihren Flanken scharfe Niveauübergänge (Abbildung 5.18) auf, die als Mikrokerben wirken. Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen zeigen in solchen Bereichen feine Oberflächenrisse (Abbildung 5.19), die zu lokal großer Triaxialität unter der Oberfläche führen.

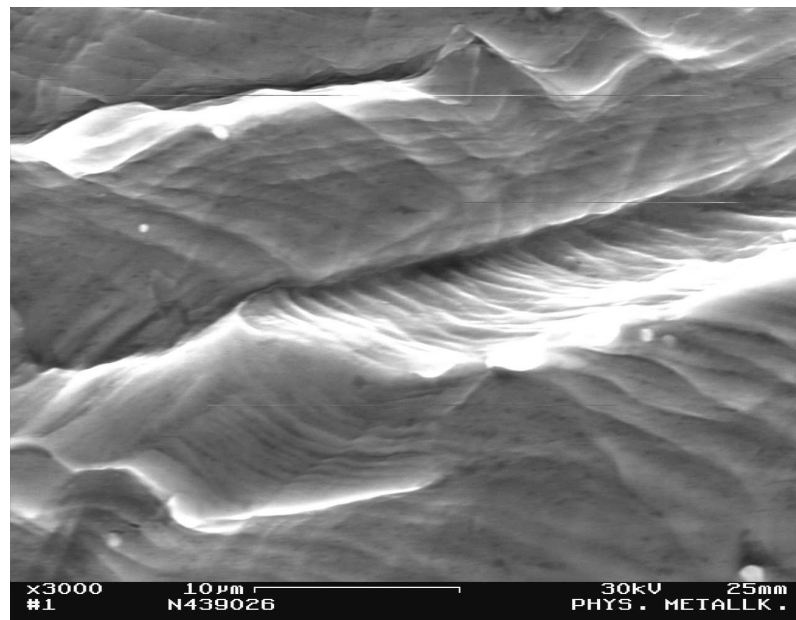


Abbildung 5.18: Niveausprünge in den Oberflächen stark verformter Proben.

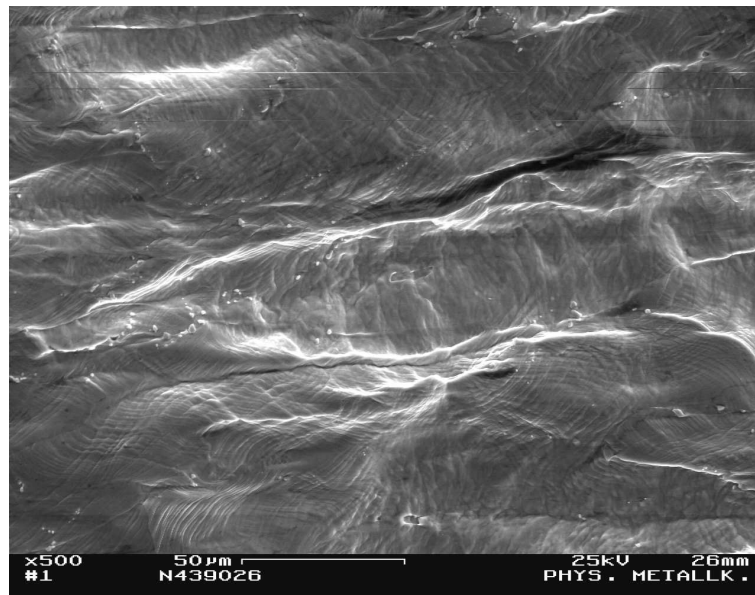


Abbildung 5.19: Stark aufgeraute Oberfläche mit feinen Rissen.

## 5.4 Porenbildung unter der Oberfläche

Die Bruchflächenanalysen und die Beobachtungen zur Veränderung der Oberflächenform lassen sich zu einem Modell des Schädigungsverlaufs zusammenfassen. In Abbildung 5.20 sind die einzelnen Stadien dargestellt. Nach Überschreiten der Gleichmaßdehnung schnürt die Zugprobe lokal sowohl in Breiten- als auch in Dickenrichtung ein (Abbildung 5.20 Teilbild a). Gleichzeitig nimmt die Rauheit der Probe besonders in der Einschnürung stark zu (Abbildung 5.20 Teilbild b). Die scharfen Niveauübergänge bei ausgeprägter Zugrilligkeit wirken als Mikrokerben. Unter dem Einfluss der Mikrokerben reicht die lokale Triaxialität des Spannungszustands direkt unter der Oberfläche aus, um Poren zu bilden (Abbildung 5.20 Teilbild c I). Im Spannungsfeld der Mikrokerbe reißt die Oberfläche unter weiterer Porenbildung immer weiter auf (Abbildung 5.20 Teilbild c II). Die neu gebildete Oberfläche wird dabei ebenfalls verformt, so dass sich die Porenform von kreisrund zu elliptisch ändert. Der verbleibende Restquerschnitt erreicht im Verlauf der weiteren Umformung eine Dicke, die den lokal dreiachsigen Spannungszustand wieder in einen zweiachsigen Spannungszustand übergehen lässt, so dass die Probe unter reiner Scherung reißt (Abbildung 5.20 Teilbild c III und Abbildung 5.20 Teilbild d).



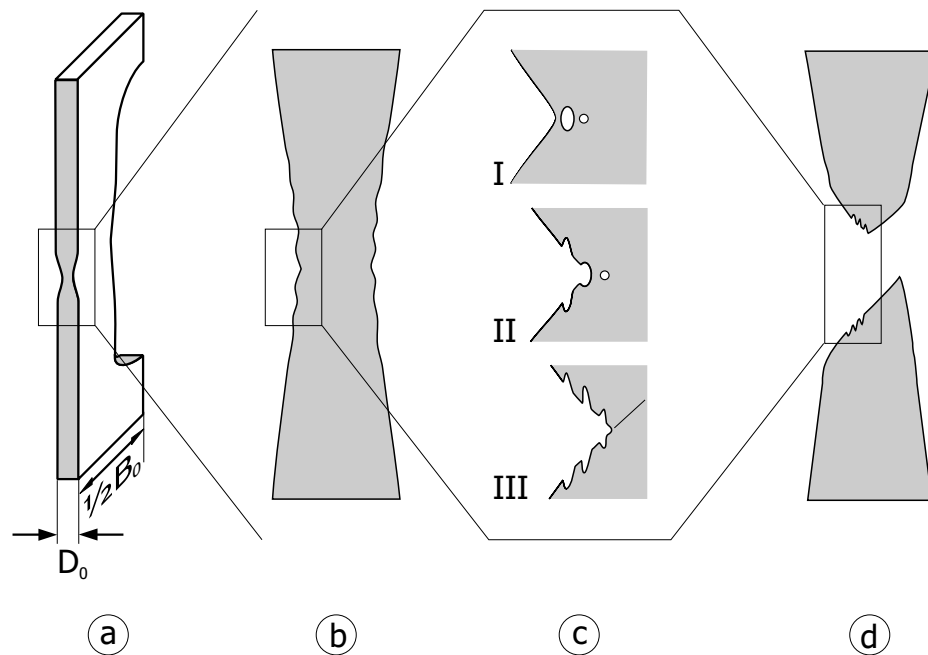


Abbildung 5.20: Modell des Schädigungsverlaufs bei der Rissbildung.

Das Modell des Schädigungsverlaufs lässt sich an Flachzugproben sehr gut darstellen. Abbildung 5.22 zeigt eine Aufsicht auf den Anriss einer Zugprobe des Blechs 1. Die Bruchfläche weist überall Poren auf. Sie reichen bis an die stark umgeformte Probenoberfläche heran. Rechts und links des Risses lassen sich jeweils zueinander gehörende Porenhälften erkennen.

In Abbildung 5.22 wechselt der Anriss in der Mitte die Seite, von der sich der Tunnelriss in Dickenrichtung ausgebildet hat. Die lokale Spannungsüberhöhung durch eine Mikrokerbe erfolgt zufällig von einer der beiden Probenenden aus, so dass im Risspfad Wechsel der Bruchflächenneigung erfolgen können, die sich in Stufen der Bruchflächenkanten wie in Abbildung 5.22 ausdrücken. Dass die Porenbildung gleichzeitig an genau gegenüberliegenden Stellen einsetzt ist unwahrscheinlich, so dass immer Porensäume auf einer Bruchflanke zu beobachten sind (vergleiche Abbildung 5.11).

Ein Schliff in der Rissausbreitungsebene (Ebene AA) ist in Abbildung 5.23 dargestellt. Der Schliff verläuft unmittelbar unterhalb der Bruchfläche, die Zugrichtung weist aus der Papierebene heraus. Die Probe ist zur randscharfen Präparation elektrolytisch vernickelt. Der linke Rand zeigt, wie sich die Oberflächen

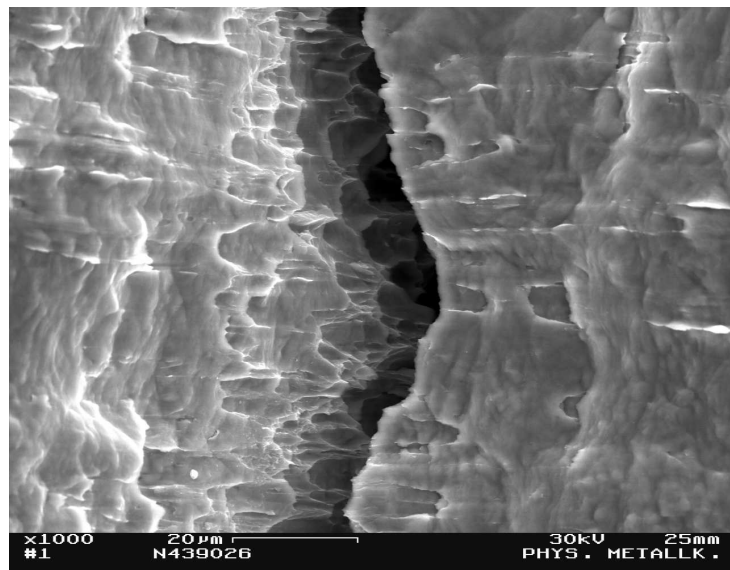


Abbildung 5.21: Poren reißen unter der Oberfläche auf. Auf den Rissflanken lassen sich zueinander gehörende Porenhälften erkennen.

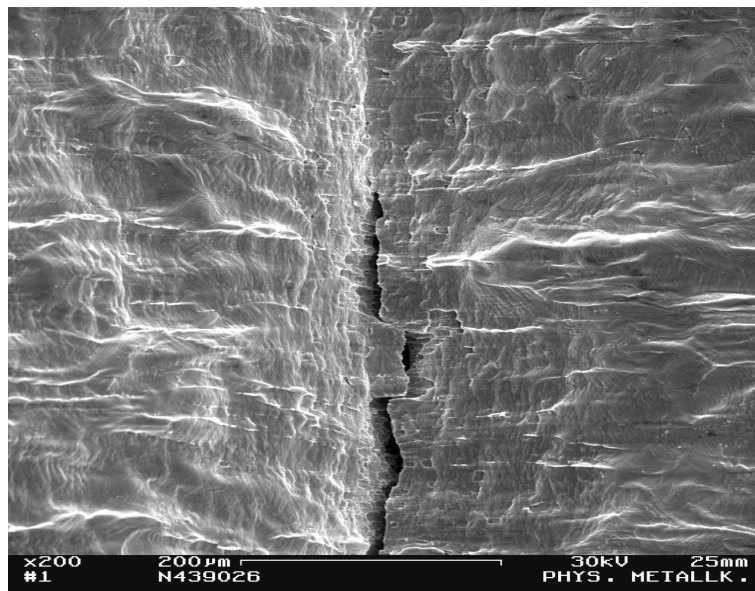


Abbildung 5.22: Das Anreißen ist von beiden Oberflächen möglich, so dass im Risspfad die Bruchflächenneigung wechseln kann.

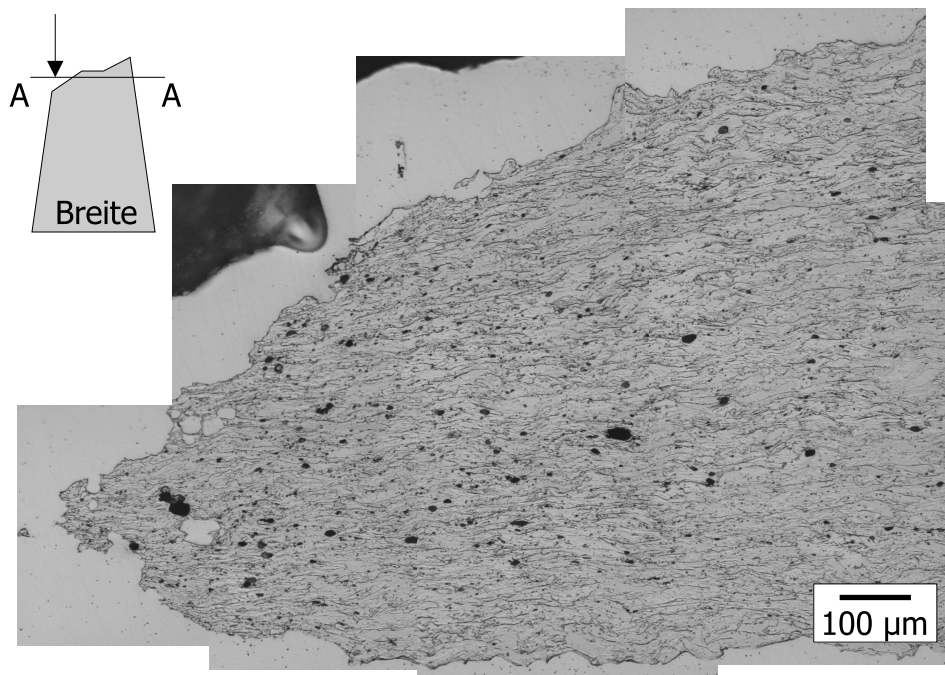


Abbildung 5.23: Querschliff in Rissausbreitungsebene (Ebene AA). Einige Poren, die sich unter der Oberfläche gebildet haben, sind mit der Oberfläche verbunden, so dass sie mit Nickel gefüllt sind.

berühren, wenn die Schliffebene die Rissausbreitungsebene verlässt. Dort sind an der hellgrauen Farbe des Nickels auch Poren direkt unter der Oberfläche zu finden, die mit der Oberfläche in Verbindung. Alle Poren, auch die nicht gefüllten schwarzen Poren, haben eine fast runde Form. Im Zusammenhang mit den beobachteten Porenformen in den Abbildungen 5.3 und 5.4 ist die stängelige Form der Poren zu bestätigen, die sich bei plastischer Verformung nach der Bildung von zunächst runden Poren einstellt. Die Porenverteilung ist nicht homogen. Je näher die Oberflächen zusammen sind, desto mehr Poren sind im Schliff sichtbar. Dieser Bereich liegt weniger tief unter der Bruchfläche als der rechte Bereich der Abbildung 5.23. Dort wird die Porenbildung durch die stärkere Kerbwirkung der Einschnürung und Rauheit begünstigt. Auch die Abbildungen 5.3 und 5.4 zeigen, dass unterhalb der Bruchfläche der Porenanteil sehr stark abnimmt. Mit zunehmender Blechdicke (nach rechts in Abb. 5.23) nimmt die Aufrauung der Oberfläche ab und die Porenbildung findet bevorzugt in der Blechmitte statt.

Der Schädigungsverlauf mit Porenbildung von der Oberfläche zur Probenmitte

hin wurde auch im Tiefziehprozess beobachtet. Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Rissspitze eines Bodenreißers zeigen das gleiche Bruchverhalten wie im Zugversuch. Die Abbildung 5.24 zeigt eine lichtmikroskopische Aufnahme eines Miniatur-Tiefziehnapfes. Der Napf ist gerissen, so dass der Boden vom Stempel auf den Betrachter zu aufgebogen wird. Der Riss breitet sich dabei in Umfangsrichtung entgegen dem Uhrzeigersinn weiter aus. Bei der rasterelektronenmikroskopische Vergrößerung der Rissspitzenumgebung in Abbildung 5.25 ist die Rissspitze von der Rissflanke des Napfbodens verdeckt. In Abbildung 5.25 ist die stark aufgeraute Oberfläche eines Miniatur-Tiefziehnapfs zu sehen. Der Bodenreißer breitet sich von rechts unten nach links oben aus. Auf der gesamten Bruchfläche sind Poren zu erkennen, die zur Oberfläche hin elliptisch ausgezogen sind. In der Umgebung vor der Rissspitze, sind einzelne Rauheitstäler besonders ausgeprägt. Vergrößerungen solcher Bereiche wie in Abbildung 5.26 zeigen, dass die Oberfläche unter Porenbildung aufreißt. Auch die Ausbreitung des Bodenreißers erfolgt unter Porenbildung von der Oberfläche aus.

Das Modell des Schädigungsverlaufs ist auf den Tiefziehprozess übertragbar und trifft auch auf das Stadium der Rissausbreitung zu. Die lokale Blechdickenabnahme im Übergang von Zarge zum Napfboden bedeutet wegen der hohen

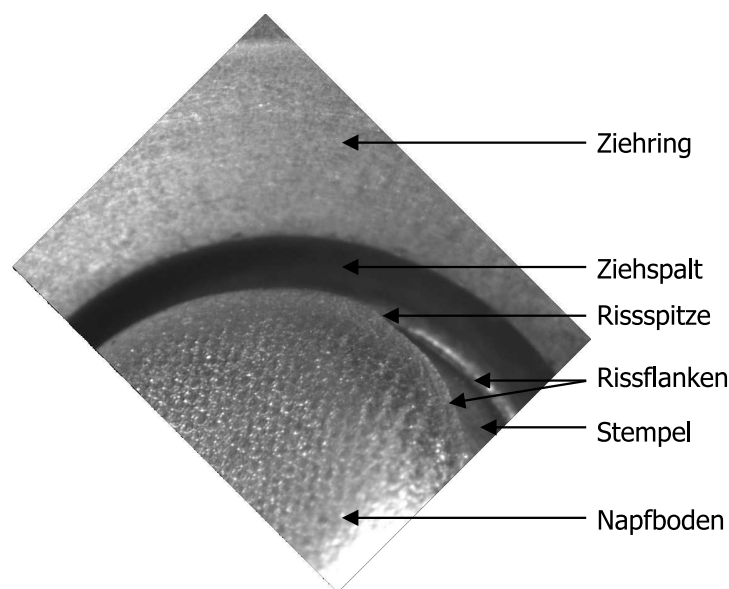


Abbildung 5.24: Lichtmikroskopische Aufnahme senkrecht auf einen Napf mit Bodenreißer im Miniaturtiefziehtisch.

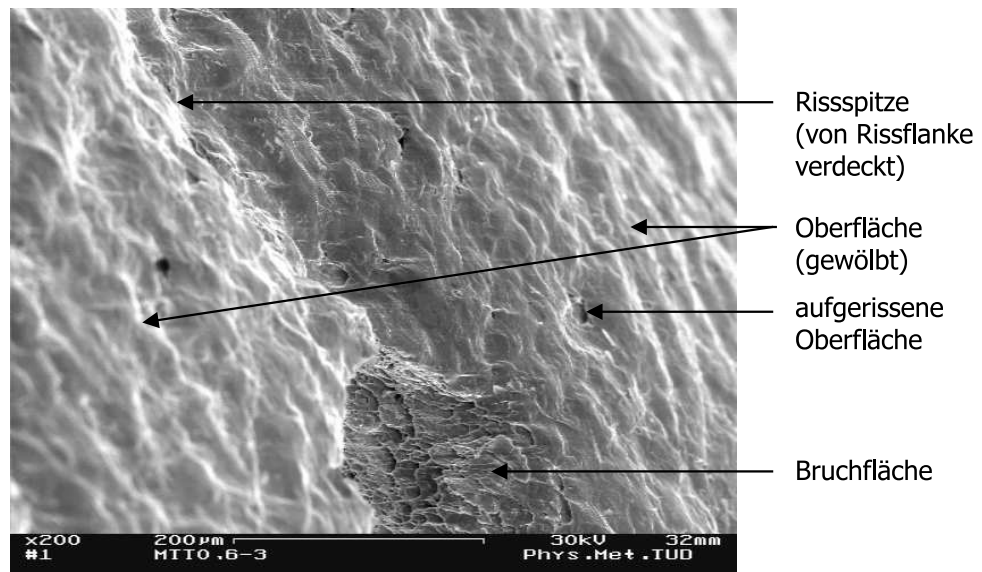


Abbildung 5.25: Risspitze eines Bodenreißers an einem Miniatur-Tiefziehnapf (Versagen unter Porenbildung, Ausschnitt aus Abbildung 5.24).

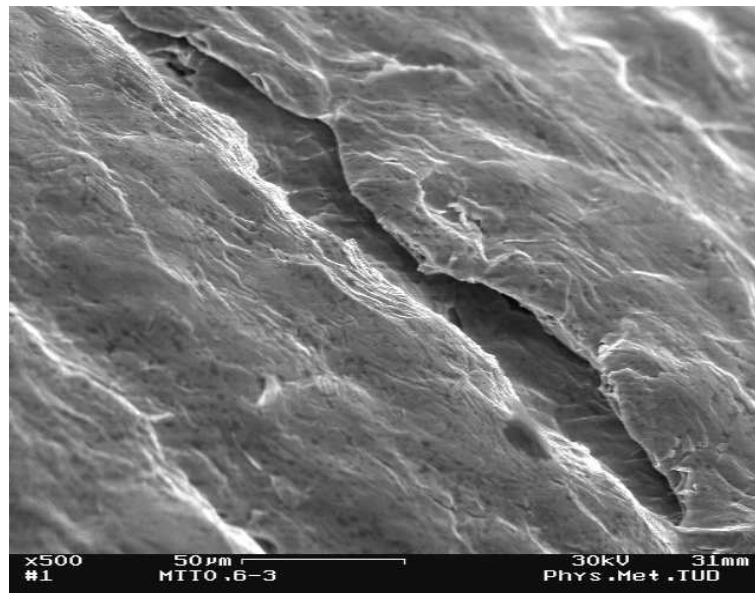


Abbildung 5.26: Lokales Auftreten von Poren unterhalb der aufgerauten Oberfläche in der Umgebung der Risspitze.

Dehnung eine starke Aufrauung, deren Kerbwirkung die Porenbildung unter der Oberfläche ermöglicht.

## 5.5 Diskussion: Verlauf der Schädigung bei Stahlblech

Der bei kleinen Dehnungen gemessene stärkere Anstieg der Rauheit einer polierten Oberfläche findet sich auch in den Beobachtungen von Kienzle und Mietzner (1965) und Thomson und Nayak (1980). Die Zugrilligkeit bei großen Dehnungen hingegen wird auch in der Literatur unabhängig von der Art der Ausgangsoberfläche beobachtet. Das bedeutet, dass die Ausgangstopographie auf die Rissbildung keinen Einfluss hat. Der ursprüngliche Charakter der Oberfläche ändert sich im Verlauf der Umformung zur stets gleichen Zugrilligkeit.

Die Rauheitsuntersuchungen an deterministischen Blechoberflächen bestätigen die Aussage von Thomson und Nayak (1980) sowie Tadros und Mellor (1975, 1978), dass sich kein anfängliches Rauheitstal kontinuierlich vertieft und damit nicht Ursprung der Instabilität ist. Aus Abbildung 4.13 ist abzulesen, dass sich die Täler – durch die reduzierte Riefentiefe  $S_{VK}$  charakterisiert – zunächst mit der plastischen Dehnung einebnen, bevor die Riefentiefe parallel mit der reduzierten Spitzenhöhe  $S_{PK}$  zunimmt. Im Ausgangszustand gehen in die Riefentiefe die Schmierstofftaschen vollständig ein. Ihr Anteil reduziert sich im Verlauf der Umformung im Vergleich zur Zunahme der Grundrauheit. Die Schmierstofftaschen sind keine Vertiefungen, die sich zu einer lokalen Einschnürung ausbilden. Die lokale Blechdickeninhomogenität beträgt im Ausgangszustand zwar maximal 98 % der Blechdicke, d. h. sie könnten nach Marciniak und Kuczynski (1967) Ursprung der Einschnürung sein, aber sowohl die Ausdehnung als auch der Flächenanteil der Schmierstofftaschen sind klein gegen die Gesamtfläche, so dass die Spannungsüberhöhung bei lokal verringerter Dicke von der Verfestigung des umgebenden Materials ausgeglichen wird. Dass die hier vorliegenden Schmierstofftaschen keinen signifikanten Einfluss auf das Versagen des Werkstoffs haben, bestätigen die Rechnungen von Hora und Reissner (1991). Erst bei einer Schmierstofftaschentiefe von 10 % der Ausgangsblechdicke von 0,5 mm ist im Vergleich zum glatten Blech eine kleinere Bruchdehnung berechnet worden.

Ursache für die starke Zunahme der Rauheit bei steigender Dehnung sind die lokal unterschiedlichen Verformungen und Bewegungen der Körner. Die Beobachtungen gleicher Orte bei verschiedenen Dehnungszuständen zeigen, dass selbst ein kleines Messfeld von  $0,12 \mu\text{m}^2$  inhomogenes Fließen zeigt. Das mit „c“ in Abbildung 4.14 bezeichnete Korn rotiert zum Übergang in Abbildung 4.15 mit dem Uhrzeigersinn, während die Kornfraktion unterhalb gegen den Uhrzeigersinn rotiert. Die Rotationen sind zwar klein, führen aber bei der unteren Kornfraktion zu einem deutlichen Rauheitsanstieg, der sich in der Kontrastverminderung ausdrückt. An der freien Oberfläche weichen Körner der Bewegung ihrer Nachbarn aus und lassen Niveausprünge (Abbildung 5.18) und Verkippungen an der Oberfläche entstehen, die sowohl in die Rauheitsparameter eingehen, als auch scharfe Kerben bedeuten.

Von Blandin und Dendievel (2000) wird für superplastische Verformung beschrieben, dass die Dehnungsinhomogenität mit der Korngrößenverteilung und der Homogenität der Verteilung großer Körner im Gefüge korreliert. Cluster großer Körner konzentrieren die Verformung, da sie das Korngrenzengleiten auf wenige Ebenen konzentrieren. Solche Clusterränder können die steilen Flanken der Zugrillen in den Abbildungen 5.15 bis 5.17 bilden. Außer der inhomogenen Verteilung großer Körner trägt die unterschiedliche kristallographische Orientierung der Körner zur Ausbildung der Zugrilligkeit bei (Raabe et al., 2002 a,b). Die beobachtete Ausrichtung von Körnern der Oberflächenschicht mit zunehmender plastischer Dehnung wird ebenfalls von Sengupta et al. (1981) beschrieben. Die Ausrichtung findet auch bei Werkzeugkontakt statt, solange die Reibpartner durch einen Schmierfilm getrennt bleiben.

Als Ursache für die Ausbildung einer lokalen Instabilität des plastischen Fließens wird in der Literatur zwar der Einfluss einer anfänglichen Rauheit beschrieben, aber es wird nicht über die Beschreibung mit dem vereinfachenden Modell nach Marciniak und Kuczynski (1967) hinausgegangen, das nur die Dickeninhomogenität, nicht deren Form berücksichtigt. Die Wirkung der entstehenden Rauheit als Mikrokerbe wird nicht einbezogen.

Die von Sengupta et al. (1981) beschriebene Abnahme der Radien von Profiltälern mit zunehmender plastischer Dehnung stimmt mit den eigenen Beobachtungen überein und bedeutet eine entscheidende Zunahme der Kerbwirkung der Oberflächenstruktur. Mit zunehmender Dehnung und Kerbwirkung wird der

Spannungszustand direkt unter der Oberfläche immer stärker dreidimensional und ermöglicht dort die Porenbildung.

Dass ein Kerbwirkung geeignet ist, den Schadensort direkt unter die Oberfläche zu zwingen, wird in der Literatur mit künstlich eingebrachten, scharfen Kerben gezeigt. Dazu sind bei Holland et al. (1992) Kerbradien von weniger als 500  $\mu\text{m}$  nötig. Die Ergebnisse bestätigen Hancock und Brown (1983), die bei ebenem Dehnungszustand auch die Probenoberfläche als Schadensort beobachtet haben. Die natürliche Entwicklung einer Kerbe aus Einschnürung und Rauheitselementen wird in der Literatur nicht beschrieben. Das Modell der Schädigungsentwicklung von der Oberfläche aus wird durch die Beobachtung gestützt, dass nur ein Saum langgezogener Poren auf den Bruchflächen entsteht. Beim Scherbruch unter Porenbildung wären nach Tvergaard (1981) auf der ganzen Bruchfläche ausgezogene Poren zu sehen. Würde der Schädigungsverlauf von der Probenmitte ausgehen, würde sich nach Porenbildung zunächst ein Normalspannungsbruch in Richtung der Oberflächen ausbilden. Die verbleibenden Restquerschnitte würde zu beiden Seiten schließlich eine Dicke erreichen, die nur noch einen zweidimensionalen Spannungszustand erlaubt und es käme zum reinen Abscheren des Restquerschnitts. Auf beiden Seiten des Normalspannungsbruchs wären Scherlippen zu beobachten. Porenbildung bis an die Oberfläche heran, so wie sie z. B. in Abbildung 5.21 zu sehen ist, ist bei Rissbildung in der Probenmitte nicht möglich.

Die Beobachtung, dass die Schädigung von der Oberfläche aus vornehmlich bei dünnen Blechen auftritt, passt zur Feststellung von Tadros und Mellor (1978), dass der Einfluss einzelner Rauheiten auf die Einschnürbildung umso größer ist, je dünner das Blech ist. Unterschreitet das Blech jedoch eine Dicke von 0,5 mm, ist bei der Tunnelrissbildung keine Porenbildung mehr beobachten. In diesem Bereich findet reines Abscheren statt. Bei der folgenden Rissausbreitung können sich wegen der Rissgeometrie in Breitenrichtung und der Oberflächenrauheit wieder dreidimensionale Spannungszustände ausbilden, die zur Porenbildung führen.

Die Angaben zum Porenvolumen sind in der Literatur unterschiedlich. So wird z. B. das Porenvolumen zu Beginn der Rissausbreitung auch in der Literatur als sehr klein angegeben. Barnby et al. (1984) gibt für einen C-Mn Stahl ein Porenvolumen von  $V_v = 0,002$  für Rundzugproben an. Öchsner et al. (2001) und Fratini et al. (1996) beobachten, dass der Porenvolumenanteil nur bei großen Dehnungen innerhalb der Einschnürung auf maximal 6 % bis zum Bruch ansteigt.



Die eigenen Beobachtungen bestätigen, dass die Porenbildung auf den Bereich der Einschnürung beschränkt ist. Das Porenvolumen ist stark von der Reinheit des Werkstoffs abhängig. Enthält er Einschlüsse oder Ausscheidungen, die als Porenkeime wirken, so dominieren sie die Porenbildung. Dies ist beim Blech 4 zu sehen, dass trotz geringer Dicke sehr starke Porenbildung zeigt und die größten Bruchflächen aufweist.

Ist die Reinheit der Werkstoffe vergleichbar, wird der Schädigungsverlauf von der Blechdicke und der Rauheit beeinflusst. Die Blechdicke hat keinen Einfluss auf die sich bei plastischer Verformung ausbildende Rauheit. Die Experimente haben gezeigt, dass sie einen Einfluss auf die Triaxialität des Spannungszustands hat. Eine abnehmende Dicke bedeutet eine abnehmende Triaxialität, so dass bei den dünnen Blechen ein reines Scherversagen zu Bildung eines Tunnelrisses beobachtet wurde. Bei abnehmender Dicke gewinnt jedoch die Rauheitszunahme an Bedeutung, denn bei gleicher Rauheitszunahme ist die Kerbwirkung gleich tiefer Rauheitstäler um so stärker, je dünner das Blech ist.

## 6 Schlussfolgerungen

Zur Messung lokaler Verformungen erweist sich die manuelle Auswertung von Bildern des gleichen Orts vor und nach der Umformung durch Überlagerung mit Hilfe digitaler Bildverarbeitung als sehr genaue und schnelle Methode, die für beliebige Skalen angewandt werden kann. Sie ist sowohl für ebene als auch für gekrümmte Oberflächen geeignet. Dieser Methode des Einzelbildvergleichs sollte immer der Vorzug gegenüber den statistischen Auswertungen von Gitterabständen gegeben werden, sofern der gleiche Ort nach der Umformung wiederzufinden ist. Die Methode ist in diesem Fall auch der Härtemessung vorzuziehen.

Bei Belastung mit wechselndem Vorzeichen (Zug/Druck) ist nur die Härtemessung zur Bestimmung der lokalen Verformung anzuwenden. Alle übrigen Methoden, die auf der Verzerrung geometrischer Probenmerkmale beruhen, sind für die Messung der kumulierten Verformung nicht geeignet.

Rauheitsänderungen können zur Verformungsmessung verwendet werden. Flächenhaft gemessene 3D-Senkrechtmessgrößen sind dabei den herkömmlichen 2D-Kenngrößen vorzuziehen, da sie auch regelmäßige Strukturelemente der Oberfläche erfassen. Außerdem ist es nicht nötig, eine Abtastrichtung festzulegen, denn eine anisotrope Aufrauung wird automatisch berücksichtigt. Wegen des Einflusses der anfänglichen Oberflächenart auf die Rauheitsentwicklung ist stets eine eigene Kalibration vorzunehmen und die empfindlichste Kenngröße auszuwählen.

Bei der Schädigung sind die Stadien der Rissbildung in Dickenrichtung und der Rissausbreitung in Breitenrichtung zu unterscheiden. Die Rissbildung kann unter einem anderen Mechanismus erfolgen als die Rissausbreitung.

Numerische Simulationen zur Schädigung sollten sowohl den Mechanismus des Abscherens als auch den der Porenbildung und deren Durchverbinden berücksichtigen. Zur lokalen Entscheidung zwischen den Mechanismen wird eine kritische mittlere Hauptnormalspannung oder der Triaxialitätsparameter nach Spiegler

und Fischmeister (1992) empfohlen, der die mittlere Hauptnormalspannung stärker berücksichtigt als die von-Mises-Vergleichsspannung. Bei der Simulation des Schädigungsverlaufs ist es erforderlich, die Probe dreidimensional zu vernetzen. Schalenelemente sind wegen der unterschiedlichen Abläufe in Blechdickenrichtung ungeeignet.

Fortschritte in der Schädigungssimulation können erzielt werden, wenn Finite-Elemente-Rechnungen, beispielsweise das Verfahren von Raabe et al. (2002 a) zur Simulation der Texturentwicklung bei plastischer Verformung mit einer Beschreibung der Rauheitsentwicklung verbunden werden, um den nachgewiesenen Einfluss der Oberflächengestalt auf die Schädigung zu berücksichtigen.

## 7 Zusammenfassung

Durch numerisches Modellieren können Umformvorgänge nachgestellt werden und dann durch Parametervariation Maßnahmen für die Prozessoptimierung abgeleitet werden. Zur Überprüfung der Ergebnisse, die mit unterschiedlichen Ansätzen durch numerische Simulationen über die Blechumformung erhalten werden, müssen genaue experimentelle Daten über die lokalen Verformungen zur Verfügung stehen. In dieser Arbeit werden verschiedene Messmethoden zur Erfassung des Verformungsgrades mit hoher lateraler Auflösung diskutiert, weiterentwickelt und ihre Genauigkeit bewertet.

An Stahlblechen der Qualität DC-05 wurden Zugversuche und Biegeversuche mit definierten Umformgraden und jeweils Soll-Ist-Vergleiche der lokalen wahren Dehnungen durchgeführt. Die in dieser Arbeit als erfolgversprechend ausgewählten experimentellen Methoden lassen sich in vier Gruppen einordnen: Bei der ersten Gruppe werden Verzerrungen von Oberflächenstrukturen statistisch ausgewertet. Als Struktur werden das angeätzte Gefüge und regelmäßige Oberflächenmuster verwendet. Bei der zweiten Gruppe werden die lokalen Dehnungen mit Hilfe der Verzerrung von Einzelbildern ermittelt, indem Strukturen des gleichen Orts vor und nach der Umformung mit digitaler Bildverarbeitung vermessen werden. Aus Überlagerungen halbtransparenter Bilder wurden die Bildverzerrung und daraus die lokalen Dehnungen bestimmt. Als eindeutig zu identifizierende Bildelemente dienten wieder das angeätzte Gefüge und die regelmäßigen Oberflächenstrukturen. Als weitere Methode wurde die Änderung der Rauheit ausgenutzt, welche die Oberfläche während plastischer Verformung erfährt. Anwendung fanden dabei 3D-Senkrechtmessgrößen, die aus flächenhaft gemessenen Topographien berechnet wurden. Als viertes Verfahren wurde die Mikrohärtemessung den übrigen Methoden gegenübergestellt.

Sowohl bezüglich der Ortsauflösung als auch bezüglich des experimentellen Fehlers der Dehnungsbestimmung sind der Einzelbildvergleich des Gefüges und

die Härtemessung den anderen Methoden überlegen. Die Einzelbildvergleiche sind auf beliebige Objektgrößen anwendbar, so dass die Ortsauflösung an den Untersuchungsgegenstand und die zu messenden Verformungsgradienten angepasst werden kann. Außerdem ist der Einzelbildvergleich die schnellste Erfassungsmethode. Eine ebenso gute Ortsauflösung im Bereich von  $0,1 \text{ mm}^2$  ist sonst nur mit der Härtemessung möglich. Die statistischen Methoden benötigen deutlich größere Auswerteflächen, um eine Genauigkeit von 5 % der Dehnungsangabe zu erreichen. Bei den statistischen Methoden ist eine Fläche von ca.  $0,6 \text{ mm}^2$  erforderlich. Eine genauere Dehnungsangabe ist nur durch eine größere Auswertefläche, d. h. eine schlechtere Ortsauflösung, zu erhalten. Bei der Rauheitsmessung an einer deterministischen Oberflächenart ist für eine Genauigkeit von 5 % der Dehnungsangabe eine ausgewertete Fläche von  $1 \text{ mm}^2$  erforderlich. Die Verwendung von 3D-Senkrechtmessgrößen zur Charakterisierung der Rauheitsänderung ist der 2D-Beschreibung vorzuziehen. Regelmäßige Oberflächenstrukturen werden richtig erfasst, ohne dass die Abtastrichtungen wie bei 2D-Erfassung genau eingehalten werden müssen. Der Einfluss der Anfangsrauheit erfordert für jede Oberflächenart eine eigene Kalibrierung. Bei einer Abfolge von mehreren Verformungsschritten mit wechselndem Vorzeichen (Zug/Druck) ist allein die Härtemessung geeignet, die kumulierte plastische Verformung zu erfassen.

Versuche, durch numerische Simulation auch den Schädigungsverlauf in Blechen während der Umformung vorherzusagen, werden heute noch durch ein unvollständiges Bild der Schädigungsvorgänge erschwert. Deshalb wird im zweiten Teil dieser Arbeit anhand der experimentellen Beobachtungen der Schädigungsverlauf bei Blechen von der ersten erfassbaren Änderung der Oberflächentopographie bis zum endgültigen Versagen analysiert.

Zur Klärung der Einflüsse des Werkstoffs, der Einschnürgeometrie und der Rauheit auf die Schädigung von Blechen während der Umformung wurden Zugversuche und Tiefziehversuche durchgeführt. Für den Schädigungsverlauf wurde folgendes Bild erarbeitet: Bei der Ausbildung von Instabilitäten und lokalem Versagen greifen die Veränderungen von Werkstoffinnerem und Oberfläche ineinander. Im Zusammenwirken mit der Blechgeometrie sind sowohl Normalspannungsbruch als auch Scherbruch als Versagensmechanismen möglich.

Je weniger Einschlüsse bzw. Ausscheidungen im Werkstoff enthalten sind, desto geringer ist die Neigung zur Porenbildung und desto größer ist der Einfluss

der Probengeometrie. Bei Blechen mit einer Ausgangsblechdicke von weniger als 0,5 mm ist ein Übergang vom Normalspannungsbruch zum Scherbruch in Blechdickenrichtung zu beobachten. In einigen Bereichen zeigt die abgescherte Bruchfläche einen einseitigen Saum von elliptisch ausgezogenen Poren, der im Zusammenwirken von Einschnürung und Rauheit entsteht.

In der Einschnürung sind die Dehnungen und die damit verbundene Rauheitszunahme sehr groß. Die sich ausbildende Zugrilligkeit ist unabhängig von der Ausgangstopographie. Die lokal starken Verschiebungen von Körnern gegeneinander bilden Mikrokerben, die zu feinen Oberflächenrissen führen. Unter dem Einfluss dieser Kerben wird unmittelbar unter der Oberfläche ein dreidimensionaler Spannungszustand erreicht, der Porenbildung verursacht. Im weiteren Verlauf der Belastung reißt die Oberfläche reißverschlusssartig auf und die sich öffnenden Poren nehmen elliptische Form an. Die Dicke des verbleibenden Querschnitts nimmt so stark ab, dass die hydrostatische Spannung nicht weiter ansteigt. Der Bruch des verbleibenden Querschnitts erfolgt dann unter reiner Scherung. Von dem so entstandenen Tunnelriss in Blechdickenrichtung breitet sich der Riss in Breitenrichtung unter zunehmendem Anteil von Porenbildung aus.

Die Gültigkeit dieses Bilds des Schädigungsverlaufs konnte mit Oberflächen-, Bruchflächen- und Schliffuntersuchungen sowohl für den Zugversuch als auch für den Tiefziehversuch von rotationssymmetrischen Näpfen nachgewiesen werden. Simulationen der Spannungsverteilungen in einer durch Aufrauung gekerbten Probe zeigten, dass zur Berechnung des Porenentstehungsortes ein Triaxialitätsparameter, der der mittleren Hauptnormalspannung einen größeren Einfluss als der von-Mises-Vergleichsspannung gibt, geeignet ist.

Mit diesen Ergebnissen stellt die Arbeit einen Beitrag zur besseren Absicherung von Simulationsergebnissen und zur realitätsnahen Modellierung der Blechumformung dar.

# Symbol- und Abkürzungsverzeichnis

$A$	Auswertefläche zur Dehnungsmessung
$a$	Einschnürdurchmesser bei axialsymmetrischen Proben
$A_g$	Gleichmaßdehnung
$B$	Abmessung eines Bildes für den Einzelbildvergleich
$D$	Kleinste Blechdicke in der Einschnürung
$\bar{D}$	Mittlerer Schmierstofftaschendurchmesser
$d$	Blechdicke
$F_{\max}$	Maximalkraft des Tiefziehtischs
$HV$	Vickershärte
$\bar{L}$	Mittlere Sehnenlänge
$L_0$	Ausgangsmesslänge der Zugproben
$l_e$	Einzelmesslänge, aus denen sich die Messlänge $l_m$ zusammensetzt
$l_m$	Messlänge eines Tastschnitts
$M_{r1}$	Materialanteil Spitzen
$M_{r2}$	Materialanteil Täler
$n$	Verfestigungsexponent

$N_{\text{clm}}$	Maximale Anzahl geschlossener Leerflächen
$N_{\text{mam}}$	Maximale Anzahl Materialflächen
$N_{\text{vom}}$	Maximale Anzahl Leerflächen
$p(z)$	Häufigkeit der Profilordinate $z$ eines Tastschnitts
$R$	Krümmungsradius der Einschnürung
$r$	Abstand von der Mitte einer axialsymmetrischen Einschnürung
$R_{\text{a}}$	Arithmetischer Mittenrauwert
$R_{\text{e}}$	Streckgrenze
$R_{\text{eH}}$	Obere Streckgrenze
$R_{\text{eL}}$	Untere Streckgrenze
$R_{\text{k}}$	Kernrauheit
$R_{\text{m}}$	Zugfestigkeit
$r_{\text{n}}$	Biegeradius der neutralen Faser eines Blechs
$r_{\text{o}}$	Biegeradius der Oberseite eines Blechs
$R_{\text{p0,2}}$	0,2 %-Dehngrenze
$R_{\text{PK}}$	Reduzierte Spitzenhöhe
$R_{\text{pm}}$	Gemittelte Glättungstiefe (aus den Einzelglättungstiefen $R_{\text{pi}}$ )
$R_{\text{q}}$	Quadratischer Mittenrauwert
$r_{\text{St}}$	Stempelkantenradius
$R_{\text{t}}$	Rautiefe
$r_{\text{u}}$	Biegeradius der Unterseite eines Blechs
$R_{\text{VK}}$	Reduzierte Riefentiefe



$R_z$	Gemittelte Rautiefe (aus den Einzelrautiefen $R_{zi}$ )
$r_z$	Ziehkantenradius
$S_a$	3D-Arithmetischer Mittenrauwert
$S_k$	3D-Kernrauheit
$S_{ku}$	3D-Kurtosis (Wölbung)
$S_{PK}$	3D-Reduzierte Spitzenhöhe
$S_{PK}^*$	3D-Spitzenhöhe
$S_q$	3D-Quadratischer Mittenrauwert
$S_{sk}$	3D-Schiefte
$S_t$	3D-Rautiefe
$S_z$	3D-Gemittelte Rautiefe nach Staeves (1998)
$S_z$	3D-Gemittelte Rautiefe
$T$	Triaxialitätsparameter
$u_z$	Ziehspaltbreite
$\beta$	Ziehverhältnis
$\varepsilon$	Wahre Dehnung
$\dot{\varepsilon}$	Dehnrage
$\varepsilon_o$	Wahre Dehnung auf der Oberseite eines gebogenen Blechs
$\varepsilon_u$	Wahre Dehnung auf der Unterseite eines gebogenen Blechs
$\sigma$	Wahre Spannung
$\sigma_a$	Wahre Spannung an der Oberfläche einer axialsymmetrischen Einschnürung

$\sigma_i$	Hauptspannungen, $i = 1 \dots 3$
$\sigma_K$	Korrigierte wahre Spannung in einer Einschnürung einer axialsymmetrischen Probe
$\sigma_m$	Mittlere Hauptnormalspannung
$\sigma_{\max}$	Wahre Spannung in der Mitte einer axialsymmetrischen Einschnürung
$\sigma_v$	von-Mises-Vergleichsspannung
$\tau_r$	Reduzierte Schubspannung

# Literaturverzeichnis

- ABBATE, A.; FRANKEL, J.; SCHRÖDER, S. C.; SCHOLZ, W.: Determination of Residual Stress Using Hardness Readings. *Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation* 13 (1994), 2063–2069
- AGARWAL, H.; GOKHALE, A. M.; GRAHAM, S.; HORSTEMEYER, M. F.: Void Growth in 6061-Aluminium Alloy Under Triaxial Stress State. *Materials Science and Engineering A* 341 (2003), 35–42
- AKERET, R.: Versagen durch Scherbänder bei der Umformung von Blechen aus Aluminiumwerkstoffen, Teil I: Makroskopische Versagensmechanismen. *Zeitschrift für Metallkunde* 81 (1990 a), 777–782
- AKERET, R.: Versagen durch Scherbänder bei der Umformung von Blechen aus Aluminiumwerkstoffen, Teil II: Einfluss des Korngefüges. *Zeitschrift für Metallkunde* 81 (1990 b), 869–876
- ATKINS, A. G.; TABOR, D.: Plastic Indentation in Metals with Cones. *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 13 (1965), 149–164
- BANDSTRA, J. P.: Ductile Failure as a Result of a Void-Sheet Instability: Experimental and Computational Modeling. *Materials Science and Engineering A* 249 (1998), 46–54
- BARNBY, J. T.; SHI, Y. W.; NADKARNI, A. S.: On the Void Growth in C-Mn Structural Steel During Plastic Deformation. *International Journal of Fracture* 25 (1984), 273–283
- BASTAWROS, A. F.; EVANS, A. G.: Deformation Heterogeneity in Cellular Al Alloys. *Advanced Engineering Materials* 2 (2000), 210–214

- BATALHA, G. F.; STIPKOVIC FILHO, M.: Quantitative Characterisation of the Surface Topography of Cold Rolled Sheets – New Approaches and Possibilities. *Journal of Materials Processing Technology* 113 (2001), 732–738
- BAUER, B.; HALLER, A.: Determining the Three Dimensional Geometry of Fracture Surfaces. *Praktische Metallographie* 18 (1981), 327–341
- BECKER, R.: Effects of Strain Localization on Surface Roughening During Sheet Forming. *Acta Metallurgica* 46 (1998), 1385–1401
- BEHNCKE, H.-H.: *Kraft-Eindringtiepen Verfahren: Wie vergleichbar sind die Härtewerte?* 33–46. In: VDI-GESELLSCHAFT MESS- UND AUTOMATISIERUNGSTECHNIK (Hrsg.): *Härteprüfung in Theorie und Praxis*. Düsseldorf: VDI-Verlag, 1995
- BLANDIN, J.-J.; DENDIEVEL, R.: A Mesoscale Model to Predict the Effect of Microstructural Heterogeneities on Superplastic Deformation. *Acta Materialia* 48 (2000), 1541–1549
- BODSCHWINNA, H.; HILLMANN, W.: *Oberflächenmesstechnik mit Tastschnittgeräten in der industriellen Praxis*, Berlin: Beuth, 1992
- BREWER, R. C.; ALEXANDER, J. M.: A New Technique for Engraving and Measuring Grids in Experimental Plasticity. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 8 (1960), 76–78
- BRIDGMAN, P. W.: The Stress Distribution at the Neck of a Tension Specimen. *Transactions of the A.S.M.* 32 (1944), 553–574
- BRIDGMAN, P. W.: *Studies in Large Plastic Flow and Fracture*, Cambridge, Massachusetts: Harvard University Press, 1964
- CHAUDHRI, M. M.: Subsurface Strain Distribution Around Vickers Hardness Indentations in Annealed Polycrystalline Copper. *Acta Metallurgica* 46 (1998), 3047–3056
- CLAUSMEYER, H.: Kritischer Spannungszustand und Trennbruch bei mehrachsiger Beanspruchung. *Konstruktion* 21 (1961), 52–59

- CLAUSMEYER, H.; KUSSMAUL, K.; ROOS, E.: Der Einfluss des Spannungszustandes auf den Versagensablauf angerissener Bauteile aus Stahl. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 20 (1989), 101–117
- DADRAS, P.; MAJLESSI, S. A.: Plastic Bending of Work Hardening Materials. *Transactions of the ASME* 104 (1982), 224–230
- DAHL, W.; KOPP, R.; PAWELSKI, O. (Hrsg.): *Umformtechnik, Plastomechanik und Werkstoffkunde*, Düsseldorf: Verlag Stahleisen, 1993
- DANNENMANN, E.: Oberflächenveränderungen beim Tiefziehen von Näpfen. *Industrie-Anzeiger* 89 (1967), 1541–1547
- DANNENMANN, E.; STECK, E.; WILHELM, H.: Über den Zusammenhang zwischen Eindringhärte und Umformgrad bei Kaltumformvorgängen. *Bänder Bleche Rohre* 9 (1968), 388–394
- DATTA, J.: *Aluminiumschlüssel*, 5. Auflage. Düsseldorf: Aluminium-Verlag, 1997
- DETTNER, H. W.; ELZE, J.: *Handbuch der Galvanotechnik, Bd. 1 und 2*, München: Carl Hanser, 1963
- DEUTSCHER, O.: Verschiedene Verfahren zur Einstellung einer gezielten Rauheit von Kaltband. *Stahl und Eisen* 115 (1995), Nr. 7, 39–45
- DIN 4768: *Ermittlung der Rauheitskenngrößen  $R_a$ ,  $R_z$ ,  $R_{max}$  mit elektrischen Tastschnittgeräten*, Berlin: Beuth, 1990
- DIN 4768, Beiblatt 1: *Ermittlung der Rauheitskenngrößen  $R_a$ ,  $R_z$ ,  $R_{max}$  mit elektrischen Tastschnittgeräten; Umrechnung der Messgrößen  $R_a$  in  $R_z$  und umgekehrt*, Berlin: Beuth, 1978
- DIN 4776: *Kenngrößen  $R_K$ ,  $R_{PK}$ ,  $R_{VK}$ ,  $M_{r1}$ ,  $M_{r2}$  zur Beschreibung des Materialanteils im Rauheitsprofil*, Berlin: Beuth, 1990
- DOEGE, E.; SCHROEDER, M.: On-Line Detection of the Material Flow in the Deep Drawing Process as a Basis for an Evaluation of the Yield Stress in a

- Flange. In: *Proceedings of the 18th Biennial Congress of the International Deep-Drawing Research Group (IDDRG)*. 1994, 305–316
- ELGABRY, A. A.; OSMAN, M. O. M.; SANKAR, T. S.: On the Use of the Ra, AMS and RMSS Values for the Simulation of Fine Machined Surfaces. *International Journal of Production Research* 18 (1980), 571–581
- EN ISO 4287: *Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren; Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit*, Berlin: Beuth, 1998
- EXNER, H. E.: Quantitative Beschreibung der Gefügegeometrie – Eine praktische Anleitung zu manuellen Verfahren, Teil 3: Korngröße/Korngrenzendichte. *Praktische Metallographie* 30 (1993), 287–293
- FISCHER, F.; SCHMITT-THOMAS, K.-H.; SEUL, V.: Über den Einfluss der Mikrooberfläche auf das Verhalten von Feinblechen im Tiefzug. *Stahl und Eisen* 80 (1960), 1524–1531
- FRATINI, L.; LOMBARDO, A.; MICARI, F.: Material Characterisation for the Prediction of Ductile Fracture Occurrence: An Inverse Approach. *Journal of Materials Processing Technology* 60 (1996), 311–316
- FRINGS, W.: Ansätze zur Gewinnung ein-eindeutiger Oberflächenkennwerte mit größerem Informationsgehalt als die Rauheitsmaße. *Mitteilungen der Deutschen Forschungsgesellschaft Blechverarbeitung und Oberflächenbehandlung* 17 (1966), 42–47
- GEGNER, J.; ÖCHSNER, A.; WINTER, W.; KUHN, G.: Metallographical Investigations of Ductile Damage in Aluminium Alloys. *Praktische Metallographie* 10 (2000), 563–579
- GEIGER, M.; PFESTORF, M.; ENGEL, U.: Dreidimensionale Oberflächenanalyse bei Feinblechen. *Stahl und Eisen* 115 (1995), Nr. 7, 47–53
- GUDURU, P. R.; ROSAKIS, A. J.; RAVICHANDRAN, G.: Dynamic Shear Bands: An Investigation Using High Speed Optical and Infrared Diagnostics. *Mechanics of Materials* 33 (2001), 371–402

- HANCOCK, J. W.; BROWN, D. K.: On the Role of Strain and Stress State in Ductile Failure. *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 31 (1983), Nr. 1, 1–24
- HEERMANT, C.; DENGEL, D.: *Mikrohärteprüfung nach dem Prüfkraft-Eindringtiefe-Messprinzip: Einfluss des Messablaufs*. 59–69. In: VDI-GESELLSCHAFT MESS- UND AUTOMATISIERUNGSTECHNIK (Hrsg.): *Härteprüfung in Theorie und Praxis*. Düsseldorf: VDI-Verlag, 1995
- HENCKY, H.: Ermüdung, Bruch, Plastizität. *Stahlbau* 16 (1943), 95–97
- HOC, T.; REY, C.: Effect of the Free Surface on Strain Localization in Mild Steel. *Scripta Materialia* 42 (2000), 1053–1058
- HOLLAND, D.; KONG, X.; SCHLÜTER, N.; DAHL, W.: Investigations Concerning Quantitative Determination of Local Damage in Ductile Materials. *Steel Research* 63 (1992), 361–367
- HORA, P.; REISSNER, J.: FE-Simulation of the Ductile Fracture Mechanism Under the Consideration of the Material Inhomogenities. In: VDI-GESELLSCHAFT FAHRZEUGTECHNIK (Hrsg.): *FE-Simulation of 3-D Sheet Metal Forming Processes in Automotive Industrie, VDI Berichte 894*. Düsseldorf: VDI-Verlag, 1991, 211–230
- HUBER, N.; TSAKMAKIS, Ch.: Experimental and Theoretical Investigation of the Effect of Kinematic Hardening on Spherical Indentation. *Mechanics of Materials* 27 (1998), 241–248
- HUTCHINSON, J. W.; NEALE, K. W.; NEEDLEMAN, A.: Sheet Necking I: Validity of Plane Stress Assumptions of the Long-Wavelength Approximation. In: KOISTINEN, D. P. (Hrsg.): *Mechanics of Sheet Metal Forming*. New York: Plenum-Press, 1977, 269–283
- IKE, H.: Properties of Metal Sheets with 3-D Designed Surface Microgeometry Prepared by Special Rolls. *Journal of Materials Processing Technology* 60 (1996), 363–368

- KAGA, H.; YAJI, S.: On the Effect of the Pressure of Tool on Surface Roughness of Shell in Deep Drawing Process. In: *Proceedings of the 11th Japan Congress on Materials Research*. Kyoto: The Society of Materials Science, Japan, 1968, 124–127
- KAGA, H.; YAJI, S.: Microgeometric Variation of Surface Profile in Early Stage of Deep Drawing Process. In: *Proceedings of the 12th Japan Congress on Materials Research*. Kyoto: The Society of Materials Science, Japan, 1969, 165–168
- KAMINSKY, C.: *Numerische Modellierung der Oberflächenwandlung von Feiblechen*, Fortschrittsberichte VDI-Reihe 2 Nr. 528. Düsseldorf: VDI-Verlag, 1999
- KEHL, G.: Verformungen experimentell analysieren. *Materialprüfung* 42 (2000), 166–171
- KIENZLE, O.: Zur Typologie umgeformter metallischer Oberflächen. *Microtecnic* 14 (1960), 134–140
- KIENZLE, O.: Die Rauleiter, eine umgeformte Probe mit gleichmäßig zunehmender freier Rauung. *Werkstattstechnik* 56 (1966), 542–545
- KIENZLE, O.; MIETZNER, K.: *Mikrogeometrische Veränderungen der Oberfläche bei Kaltumformvorgängen*, Forschungsberichte des Landes Nordrhein-Westfalen Nr. 812. Köln: Westdeutscher Verlag, 1960
- KIENZLE, O.; MIETZNER, K.: *Grundlagen einer Typologie umgeformter metallischer Oberflächen*, Berlin: Springer, 1965
- KIENZLE, O.; MIETZNER, K.: *Atlas umgeformter metallischer Oberflächen*, Berlin: Springer, 1967
- KIESELSTEIN, E.; SEILER, B.; DOST, M.: DAC – Deformation Analysis by Correlation. In: WINKLER, T.; SCHUBER, A. (Hrsg.): *Materials Mechanics, Fracture Mechanics, Micro Mechanics*. Berlin: Chemnitzer Werkstoffmechanik GmbH, 1999, 407–709



- KLIMCZAK, T.; DAUTZENBERG, J. H.; KALS, J. A. G.: On the Roughening of a Free Surface During Sheet Metal Forming. *Annals of the CIRP* 37 (1988), 267–270
- KONG, X.: *Einfluss der Spannungsmehrachsigkeit auf die Schädigung und das Bruchverhalten metallischer Werkstoffe*, Fortschritt-Berichte VDI, Reihe 18 Nr. 127. Düsseldorf: VDI Verlag, 1993
- KOZACZEK, K. J.; PETROVIC, B. G.; RUUD, C. O.; KURTZ, S. K.; MCILREE, A. R.: Microstructural Modelling of Grain-Boundary Stresses in an Alloy 600. *Journal of Materials Science* 30 (1995), 2390–2400
- KRÖPLIN, B.; PÖHLANDT, K. (Hrsg.): *Simulation in der Umformtechnik, Instabilität in der Blechumformung*. Stuttgart: Institut für Statik und Dynamik der Luft- und Raumfahrtkonstruktion, 2002
- KRÜGER, B.; BOHLÄNDER, P.: Messung der Rauheit an laufendem Metallband. *Stahl und Eisen* 115 (1995), Nr. 7, 57–59
- LANGE, K.: *Umformtechnik, Bd. 3: Blechbearbeitung*, 2. Auflage. Berlin: Springer, 1990
- LEE, W.-S.; LIN, C.-F.: Plastic Deformation and Fracture Behaviour of Ti-6Al-4V Alloy Loaded with High Strain Rate under Various Temperatures. *Materials Science and Engineering A* (1998), 48–59
- LEE, W.-S.; LIN, M.-T.: The Effects of Strain Rate and Temperature on the Compressive Deformation Behavior of Ti-6Al-4V. *Journal of Materials Processing Technology* 71 (1997), 235–246
- LIN, T. Y.; LU, S. H.; STOUT, K. J.: Model-Based Topography Characterisation of Machined Surfaces in Three Dimensions. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 35 (1995), 239–245
- LUCATO, S. L. dos Santos e.: *Lince*. Version 2.4.2, Software aus dem Fachbereich Material- und Geowissenschaften, Fachgebiet Nichtmetallische-Anorganische Werkstoffe. Darmstadt: Technische Universität Darmstadt, 1998

- MAASS, D.: Das Abdecken der Rauheit von Blechen durch das Lackieren. *Mitteilungen der Deutschen Forschungsgesellschaft Blechverarbeitung und Oberflächenbehandlung* 18 (1967), 2–8
- MARCINIAK, Z.: Sheet Metal Forming Limits. In: KOISTINEN, D. P. (Hrsg.): *Mechanics of Sheet Metal Forming*. New York: Plenum-Press, 1977, 215–233
- MARCINIAK, Z.; KUCZYNSKI, K.: Limit-Strains in the Processes of Stretch-Forming Sheet Metal. *International Journal of Mechanical Sciences* 9 (1967), 609–620
- MCCINTOCK, F. A.; KAPLAN, S. M.; BERG, C. A.: Ductile Fracture by Hole Growth in Shear Bands. *International Journal of Fracture Mechanics* 2 (1966), 614–627
- MÖSSLE, E.: *Einfluss der Blechoberfläche beim Ziehen von Blechteilen aus Aluminiumlegierungen*, Dissertation. Stuttgart: Universität Stuttgart, 1983
- NADAI, A.: *Theory of Flow and Fracture of Solids, Vol. 1, 2*. New York: McGraw-Hill, 1950
- NESS, C.; GÖTTSCHING, L.: Zweidimensionale Erfassung der Oberflächenstruktur von Papier im Hinblick auf seine Bedruckbarkeit. *Abschlussbericht zum AIF-Forschungsprojekt Nr. 9736* (1996)
- NEUBER, H.: *Kerbspannungslehre: Theorie der Spannungskonzentration; Genaue Berechnung der Festigkeit*, 3. Auflage. Berlin: Springer, 1985
- NEUDECKER, T.; FILZEK, J.: *Dreidimensionale Topographievermessung – Potenziale und Problemstellungen*. 3. Forum Tribologische Entwicklungen in der Blechumformung. Darmstadt: Technische Universität Darmstadt, 2001
- NEUDECKER, T.; POPP, U.; SCHIFFER, R.; ENGEL, U.: Messvorschrift zur Bestimmung funktionaler 3D-Oberflächenkenngrößen für die Blechumformung. *UTF Science* (2001), Nr. 3, 34–38
- NEUGEBAUER, N.; KLOSE, L.; WEISER, M.: Erkennen von Einschnürungen an Blechformteilen durch optische Systeme. *Abschlussbericht zum Forschungsvorhaben EFB/AIF-Nr. 9400 B* (1996)

- ÖCHSNER, A.; GEGNER, J.; WINTER, W.; KUHN, G.: Experimental and Numerical Investigations of Ductile Damage in Aluminium Alloys. *Materials Science and Engineering A* 318 (2001), 328–333
- PAWELSKI, O.; RASP, W.; ZWICK, W.; NETTELBECK, H.-J.; STEINHOFF, K.: Ausbildung der Lackoberfläche bei ausgewählten Feinblechen unterschiedlicher Oberflächenstruktur. *Stahl und Eisen* 114 (1994), Nr. 7, 55–59
- PETZOW, G.: *Metallographisches, keramographisches, plastographisches Ätzen*, 6. Auflage. Stuttgart: Borntraeger, 1994
- PFESTORF, M.: *Funktionale 3D-Oberflächenkenngrößen in der Umformtechnik*, Dissertation. Erlangen: Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 1997
- PFESTORF, M.; STAEVES, J.; WAGNER, S.: Definition von 3-D-Oberflächenkenngrößen. *Stahl und Eisen* 117 (1997), Nr. 7, 89–94
- PHARR, G. M.: Measurement of Mechanical Properties by Ultra-Low Load Indentation. *Materials Science and Engineering A* 253 (1998), 151–159
- RAABE, D.; KLOSE, P.; ENGL, B.; IMLAU, K.-P.; FRIEDEL, F.; ROTERS, F.: Concepts for Integrating Plastic Anisotropy into Metal Forming Simulations. *Advanced Engineering Materials* 4 (2002 a), 169–180
- RAABE, D.; ZHAO, Z.; PARK, S.-J.; ROTERS, F.: Theory of Orientation Gradients in Plastically Strained Crystals. *Acta Materialia* 50 (2002 b), 411–440
- REIHLE, M.: Einfluss der Korngröße auf die Oberflächenfeingestalt von Tiefziehteilen. *Mitteilungen der Forschungsgesellschaft Blechverarbeitung* (1961), Nr. 12/13, 141–150
- REIMANN, E.: Mechanische Werkstoffkennwerte bestimmen. *Materialprüfung* 42 (2000), 411–415

- SACERDOTTI, F.; GRIFFITHS, B. J.; BENATI, F.; BUTLER, C.; JONASSON, M.; LIRAUT, G.; ROSEN, B. G.; SCHEERS, J.; SCOTT, P.; WENTINK, D. J.: Hardware Variability in the Three-Dimensional Measurement of Autobody Steel Panel Surfaces. *International Journal of Machine Tool and Manufacture* 41 (2001), 2051–2060
- SACHS, L.: *Angewandte Statistik: Anwendung statistischer Methoden*, 9. Auflage. Berlin: Springer, 1999
- SCHMITT, W.; BLAUDEL, J. G.; BÖHME, W.; MEMHARD, D.; OESER, S.: Bauteile Bewerten. *Materialprüfung* 42 (2000), 273–279
- SENGUPTA, A. K.; FOGG, B.; GHOSH, S. K.: On the Mechanism Behind the Punch-Blank Surface Confirmation in Stretch-Forming and Deep Drawing. *Journal of Mechanical Working Technology* 5 (1981), 181–210
- SOMMER, E.: *Bruchmechanische Bewertung von Oberflächenrissen*, Berlin: Springer, 1984
- SPIEGLER, R.: *Untersuchungen zum Bruchmechanismus in Teilchenverbundwerkstoffen*, Dissertation. Stuttgart: Universität Stuttgart, Max-Planck-Institut für Metallforschung, 1990
- SPIEGLER, R.; FISCHMEISTER, H. F.: Prediction of Crack Paths in WC-Co Alloys. *Acta Metallurgica et Materialia* 40 (1992), 1653–1661
- SRINIVASAN, K.; VENUGOPAL, P.: Hardness-Stress-Strain Correlation in Titanium Open Die Extrusion: An Alternative to Viscoplasticity. *Journal of Materials Processing Technology* 95 (1999), 185–190
- STAEVES, J.: *Beurteilung der Topografie von Blechen im Hinblick auf die Reibung bei der Blechumformung*, Dissertation. Darmstadt: Technische Universität Darmstadt, 1998
- STEINHOFF, K.; RASP, W.; PAWELSKI, O.: Development of Deterministic-Stochastic Surface Structures to Improve the Tribological Conditions of Sheet Forming Processes. *Journal of Materials Processing Technology* 60 (1996), 355–361

- STOUT, K. J.; BLUNT, L.: A Contribution to the Debate on Surface Classifications – Random, Systematic, Unstructured, Structured and Engineered. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 41 (2001), 2039–2044
- STOUT, K. J.; SULLIVAN, P. J.; DONG, W. P.; MAINSAH, E.; LUO, N.; MATHIA, T.; ZAHOUANI, H.: *The Development of Methods for the Characterisation of Roughness in Three Dimensions*, (Publication No EUR 15178, ISBN 0704413132). Brüssel: Commission of the European Communities, 1993
- TADROS, A. K.; MELLOR, P. B.: Some Comments on the Limit Strains in Sheet Metall Stretching. *International Journal of Mechanical Sciences* 17 (1975), 203–210
- TADROS, A. K.; MELLOR, P. B.: An Experimental Study of the In-Plane Stretching of Sheet Metall. *International Journal of Mechanical Sciences* 20 (1978), 121–133
- TEKKAYA, A. E.: State-of-the-art of Simulation of Sheet Metal Forming. *Journal of Materials Processing Technology* 103 (2000), 14–22
- THOMAS, S.: *Konstitutive Gleichungen und numerische Verfahren zur Beschreibung von Verformung und Schädigung*, Dissertation. Darmstadt: Technische Universität Darmstadt, 2001
- THOMAS, S.; MÜLLER, C.; EXNER, E.: Prediction of Local Strain and Hardness in Sheet Forming. *Zeitschrift für Metallkunde* 92 (2001), 830–833
- THOMSON, P. F.; NAYAK, P. U.: The Effect of Plastic Deformation on the Roughening of Free Surfaces of Sheet Metal. *International Journal of Machine Tool Design and Research* 20 (1980), 73–86
- TopoGraf 2000*, Software aus dem Fachbereich Maschinenbau, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen. Darmstadt: Technische Universität Darmstadt, 2000
- TUCZEK, H. C. ; MILBERG, J. (Hrsg.): *Inspektion von Karosseriepressteilen auf Risse und Einschnürungen mittels Methoden der Bildverarbeitung*, Berlin: Springer, 1992

- TVERGAARD, V.: Influence of Voids on Shear Band Instabilities Under Plain Strain Conditions. *International Journal of Fracture* 17 (1981), 389–407
- TWICKLER, R.; TWICKLER, M.; DAHL, R.: Two- and Three-Dimensional Elastic-Plastic Stress Analysis for a Double Edge Notched Tension Specimen. *Engineering Fracture Mechanics* 24 (1986), 553–565
- VOELKNER, W.; LACHMANN, L.: *Beurteilung von Versagensfällen beim Ziehen von Feinblechen durch visioplastische Formänderungs- und Spannungsanalyse*, EFB-Forschungsbericht Nr. 99. Hannover: Europäische Forschungsgemeinschaft für Blechverarbeitung e. V., 1997
- VOGEL, D.; GROSSER, V.; SCHUBERT, A.; MICHEL, B.: MicroDAC Strain Measurement for Electronics Packaging Structures. *Optics and Lasers in Engineering* 36 (2001), 195–211
- WINCIERZ, C.: *Einfluss des Gefüges auf das Verschleißverhalten technischer Aluminiumlegierungen*, Dissertation. Darmstadt: Technische Universität Darmstadt, 1999
- ZAHWI, S.; MEKAWI, A. M.: Some Effects of Stylus Force on Scratching Surfaces. *International Journal of Machine Tool and Manufacture* 41 (2001), 2011–2015

# Danksagung

Die vorliegende Dissertation wurde zwischen Juli 1998 und Juli 2002 am Fachgebiet Physikalische Metallkunde des Instituts für Materialwissenschaft unter der Leitung von Prof. Dr. H. E. Exner erstellt. Sie entstand im Rahmen des Sonderforschungsbereichs 298 „Deformation und Versagen metallischer und granularer Strukturen“ der Deutschen Forschungsgemeinschaft in Zusammenarbeit mit dem Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen des Fachbereichs Maschinenbau. Allen, die zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben, möchte ich an dieser Stelle meinen herzlichen Dank aussprechen, insbesondere

Herrn Professor Dr. H. E. Exner für die Möglichkeit der Durchführung der Arbeit an seinem Fachgebiet und die konstruktiven Kritiken und Gespräche,

Herrn Professor Dr. J. Rödel für die Übernahme des Korreferats und die fachliche Begleitung der Arbeit,

den Herrn Dr. O. Pompe und Dr. C. Müller für die hervorragende fachliche und persönliche Betreuung, die stets wesentliche Impulse gegeben hat,

den Herrn Dr. S. Thomas und Dr. S. Jung für die sehr gute Zusammenarbeit in allen Phasen des Projekts,

Frau C. Wasmund, Frau U. Kunz, Herrn H. Lehman und Herrn M. Buchmann für die Unterstützung bei den experimentellen und metallographischen Arbeiten sowie

allen Mitarbeitern des Fachgebiets Physikalische Metallkunde für die angenehme Zusammenarbeit und das freundliche Arbeitsklima.

# Eidesstattliche Erklärung

Hiermit erkläre ich an Eides statt, dass ich die vorliegende Dissertation selbständig und nur mit den angegebenen Hilfsmitteln angefertigt habe. Ich habe noch keinen Promotionsversuch unternommen.

Darmstadt, den 9. August 2002

---

(Michael Nimz)



# Lebenslauf

Michael Nimz

Konrad-Andenauer-Straße 12

64683 Einhausen

Geboren am 15.01.1971 in Frankfurt am Main

## Schule

1977-1981 Wingertsberg-Grundschule in Lorsch

1981-1990 Goethe-Gymnasium in Bensheim

Abschluß: Abitur

## Wehrdienst

1990-1991 Instandsetzungssoldat

## Universität

1991-1995 Grundstudium der Physik an der TH Darmstadt

Abschluß: Vordiplom Physik

1995-1998 Hauptstudium der Materialwissenschaft an der TU Darmstadt,

Diplomarbeit: „Einfluss eines Korngrößengradienten auf die Geometrie von Oberflächenrissen“

Abschluss: Diplom-Ingenieur

seit 1998 Promotion am Fachgebiet Physikalische Metallkunde des Fachbereichs Material- und Geowissenschaften der TU Darmstadt